RUSSIAN ACADEMY OF SCIENCES BAIKOV INSTITUTE OF METALLURGY AND MATERIAL SCIENCE RAS INSTRON CORPORATION INTERNATIONAL COORDINATING COUNCIL FOR PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY OF MATERIALS



Moscow 2009

УДК 620:539.4:669.017:669.001

«Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials» DFMN 2009

Сборник материалов Третьей международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN-09, Москва, 12-15 октября 2009. - М: Интерконтакт Наука, 2009 – с. – ISBN

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ:

- Российская Академия наук
- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- Корпорация INSTRON
- Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности

Информационный спонсор конференции: журнал «Деформация и разрушение материалов». Основные интернет-партнёры конференции: издание «Наука и технологии России– STRF.ru» и агентство «ИнформНаука».

Конференция поддержана РФФИ: грант 09-03-06074г.

ОРГКОМИТЕТ:

Председатель оргкомитета: акад.РАН О.А Банных (ИМЕТ РАН).

Сопредседатель: D. Pearson (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)

D. BayLey (Instron, Великобритания)

В.И. Бетехтин (ФТИ РАН, С-Пб., Россия)

В.М. Блинов (ИМЕТ РАН, Россия)

Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН, Россия)

В.М. Бузник (акад.РАН, ИМЕТ РАН, Россия)

П.А. Витязь (акад.НАН, Президиум НАН, Беларусь)

R. Gadow (Universitat Stutgart, Германия)

С.А. Герасимов (МГТУ им. Н.Э.Баумана, Россия)

В.В. Геров (Новатест, Россия)

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)

В.Т. Заболотный (ИМЕТ РАН, Россия)

В.М. Иевлев (акад. РАН, Воронежский ГУ, Россия)

А.А. Ильин (акад. РАН, МАТИ, Россия)

Е.Н. Каблов (акад.РАН, ФГУП ГНЦ ВИАМ, Росиия) Б.А. Калин (МИФИ, Россия) М.И. Карпов (чл.-корр.РАН, ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия) Г.В. Клевцов (Оренбургский ГУ, Россия) С.А. Клименко (ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН, Украина) Э.В. Козлов (ТГАСУ, Томск, Россия) С.А. Катречко (Ин-т металлофизики НАН, Украина) Ю.Р. Колобов (Бел.ГУ, Белгород, Россия) М.М. Кришталл (Тольяттинский ГУ, Тольятти, Россия) R. Lichtenberger (Limess GmbH, Германия) Л.М. Лобанов (акад. НАНУ, ИЭС им.Е.О.Патона, Украина) Г.М. Луковкин (МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия) Р. Lukasc (Ин-т 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 (акад. 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) В.Е. Панин (акад. РАН, ИФПМ СО РАН, Россия) В.В. Перевезенцев (ИМАШ, Нижний Новгород, Россия) В.М. Счастливцев (акад. РАН, ИФМ Уро РАН, Россия) А.Н. Романов (ИМАШ РАН, Россия) В.В. Рыбин (чл.-корр. РАН, ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Пб., Россия) В.Ф. Терентьев (ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Россия) В.Т. Трощенко (акад. НАНУ, ИПП им. Г.С. Писаренко, Украина) A.Yu. Vinogradov (Osaka City University, Япония) P. Wardwell (Instron, CIIIA) Г.А. Филиппов (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Россия) М.Л. Хейфец (Полоцкий гос. ун-т, Беларусь) А.Е. Шелест (ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Россия) А.П. Шпак (акад. НАНУ, Ин-т металлофизики НАН, Украина) М.А. Штремель (МИСиС, Россия)

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН Москва 2009

УДК 620:539.4:669.017:669.001

Proceedings of the 3th International Conference "Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials – DFMN 2009" Moscow, Russia, 12-15 October 2009. - Moscow: Interkontakt Nauka, 2009 – p. – ISBN

EDITORIAL BOARD:

Chairman The academician Chairman Deputies:	n of RAS O.A. Bannykh (Baikov IMET RAS). D. Pearson (Instron, Great Britain) A.G. Kolmakov (Baikov IMET RAS, Russia).
Manakana	A.M. Gleser (Bardin CNIItshermet, Russia)
Members:	• 、
Alekhin V.P. (MSIU, Rus	sia)
Alymov M.I. (IMET RAS	, Russia)
Al'shits V.I. (IK RAS, Ru	ssia)
Barinov S.M. (IMET RAS	S, Russia)
BayLey D. (INSTRON, G	reat Britain)
Betekhtin V.I. (FTI RAS,	Russia)
Blinov V.M. (IMET RAS	, Russia)
Botvina L.R. (IMET RAS	, Russia)
Buznik V.M. (IMET RAS	, Russia)
Vitiaz P.A. (Presidium N	AS of Belarus)
Gadow R. (Universitat Stu	utgart, Germany)
Gerasimov S.A. (BMSTU	, Russia)
Gerov V.V. (Novatest, Ru	issia)
Golovin Yu.I. (Nanocente	r of TSU, Russia)
Grigorovich K.V. (IMET	RAS, Russia)
Grechnikov F.V. (SSAU,	Russia)
Gromov V.E. (SibGIU, R	ussia))
Dobatkina T.V. (IMET RA	AS, Russia)
Zabolotny V.T. (IMET RA	AS, Russia)
Ievlev V.M. (VSU, Russia	a)
Il'in A.A. (MATI, Russia))
Kablov E.N. (VIAM, Rus	sia)
Kalin B.A. (MEFI, Russia)
Karpov M.I. (IFTT RAS,	Russia)
Klevtsov G.V. (OSU, Rus	sia)
Klimenko S. (ISM NAS, U	Ukraine)
Kozlov E.V. (TSUAB, Ru	issia)

Katrechko S.A. (IMP NAS, Ukraine) Kolobov Yu.R. (BelSU, Russia) Krishtall M.M. (TSU, Russia) Lichtenberger R. (Limess GmbH, Germany) Lobanov L.M. (PEWI, Ukraine) Lukovkin G.M. (MSU, Russia) Lukasc P. (Institute of Physics Metallurgy, Czechia) Lysak, V.I. (VSTU, Russia) McEnteggart I. (Instron, Great Britain) Mileiko S.T. (ISSP RAS, Russia) Milman Yu.V. (IPM, Ukraine) Moiseenko V.I. (INDMash NAS, Belarus) Morozov N.F. (St. Petersburg SU, Russia) Mughrabi H. (Universität Erlangen-Nürnberg, Germany) Myshlyaev M.M. (IMET RAS, Russia) Nikulin S.A. (Moscow Institute of Steel and Alloys, Russia) Odessky P.D. (CNII of Building Constructions, Russia) Panin V.E. (IPhPM SD RAS, Russia) Perevezentsev V.V. (IMACH, Nizhni Novgorod, Russia) Schastlivtsev V.M. (IMP URO RAS, Russia) Romanov A.N. (IMACH RAS, Россия) Rybin V.V. (CRISM "Prometey", Russia) Terentyev V.F. (IMET RAS, Russia) Troshenko V.T. (Pisarenko IPP NAS, Ukraine) Vinogradov A.Yu. (Osaka City University, Japan) P. Wardwell (Instron, USA) G. A. Philippov (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Россия) Kheifetz M.L. (Polotsk State University) A.E. Shelest (RAS, Russia) Shpak A.P. (акад. НАНУ, IMP NAS, Ukraine) Shtremel' M.A. (MISIS, Russia)

© ИМЕТ РАН, 2009

DFMN 2009 / Proceedings





Высокоточные универсальные испытательные системы для испытания различных типов материалов и конструкций, с современным программным обеспечением

www.novatest.ru



I. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА НАНО-, МИКРО-, И МАКРОУРОВНЯХ. СТАДИЙНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ	•
НАГРУЖЕНИЯ	36
EVOLUTION OF DISLOCATION SUBSTRUCTURES UNDER LOW- AND HIGH CYCLE	
FATIGUE LOADING TO FAILURE OF STEELS	
Konovalov S.V., Kovalenko V.V., Ivanov Yu.F., Kozlov E.V., Gromov V.E.	37
СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ОЦК	
МЕТАЛЛОВ	
Алехин О.В.	39
ФОРМА ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И МИКРОВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЗЁРЕН В ГПУ	
ПОЛИКРИСТАЛЛАХ	
Богданов Е.П., Шкода И.А	40
КИНЕТИКА ДЕГРАДАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	
В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	
Беженов С.А	42
УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ И УПРУГИЕ ПОСТОЯННЫЕ ВТОРОГО И ТРЕТЬЕГО	
ПОРЯДКА ВАНАДИЯ В МЕГАБАРНОМ ДИАПАЗОНЕ.	
Бондаренко Н.Г., Векилов Ю.Х., Красильников О.М.	43
ПРОЦЕССЫ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖЛЕНИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ	
МЕЗОКОМПОЗИТА.	
Бондарь М.П., Карпов Е.В., Мержиевский Л.А.	45
ДУАЛИЗМ ВЛИЯНИЯ ДИСЛОКАЦИИ ЛЕСА НА РАЗВИТИЕ ДВОИНИКОВАНИЯ В	
МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА	15
Босин М.Е., Паврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н.	46
КОНЦЕНТРАЦИОННЫИ КРИТЕРИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ЕГО ВЗАИМОСВЯЗЬ С	
ПАРАМЕТРОМ КУМУЛЯТИВНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН	40
Ботвина Л.Р., Жаркова Н.А., Гютин М.Р., Солоатенков А.П.	48
УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ ПЕРЕХОД В НАНОКОНТАКТЕ В УСЛОВИЯХ	
ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	50
ТОЛОВИН Ю.И., ГЮРИН А.И., ШИНОЯПИН В.В ПЕФОРМАЦИЯ И ИМСТАППИРАЦИЯ СТАРЕНИЕ АМОРФИЦИХ СППАРОР	50
ДЕФОРМАЦИЯ, КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ, СТАРЕПИЕ АМОРФПЫА СПЛАВОВ	52
ΤΟΗЧУΚΟΒΆΤΙ.Ο., ΓΑΠΥΨΉΑΚ C.JI Β2ΛΙΜΟCR93Ι ΜΕΨΊΙΥ ΛΚΤИΒΛΙΙΙΑΟΗΗΙΜ ΟΓΣΕΜΟΜ ΙΙ ΚΟΘΦΦΙΙΙΙΑΕΗΤΟΜ	52
ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ТВЕРЛЫХ ТЕЛ	
	51
ΒΠИЯНИЕ ΤΡΑΗ Ο ΦΟΡΜΑΙΙИИ ΓΡΑΗИΙΙ Η ΕΜΕΤΑ ΠΠИЧΕ Ο ΚΟΕ ΒΚΠΙΟΥΕΗИΕ-	
МАТРИНА СТАЛИ НА ИХ ПОВЕЛЕНИЕ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЛЕФОРМАНИИ	
Губенко С И	
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И ЛЕФОРМАНИОННО-ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ НА	
ЭВОЛЮШИЮ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖЛЕННОСТИ В СТАЛЯХ С НИЗКИМ	
СОЛЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА	
Дронов В.С., Головин С.А., Ануфриев С.В.	57
ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ	
НА НАНОУРОВНЕ	
Дуб С.Н., Новиков Н.В., Шмегера С.В., Засимчук И.К. ⁽¹⁾	58
НЕОБХОДИМОСТЬ УЧЕТА МАСШТАБНЫХ УРОВНЕЙ ПОВОРОТНЫХ МОД	
ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ АНАЛИЗЕ УРАВНЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА	
Елсукова Т.Ф., Панин В.Е.	60
ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА СТРУКТУРУ ЗОНЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ	
ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ.	
Жаркова Н.А	61
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ	
Зариковская Н.В	63

ДЕФОРМАЦИОННЫЙ РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ КАК ПОКАЗАТЕЛЬ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ АВИАЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ Игнатович С.Р., Карускевич М.В., Юцкевич С.С., Маслак Т.П	65
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ Кабалдин Ю.Г., Муравьев С.Н.	67
РАЗВИТИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОИНИКОВАНИЯ, ВЫЗВАННОГО ДЕИСТВИЕМ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ В ТИТАНЕ МАРКИ ВТ1-0. <i>Камышанченко Н.В., Никулин И.С., Кунгурцев М.С., Неклюдов И.М., Волчок О.И.</i> СИСТЕМНЫЙ ПОЛХОЛ К ОПИСАНИЮ СТРУКТУР МАТЕРИАЛОВ И	69
НАНОМАТЕРИАЛОВ Колмаков А.Г., Пивоварчик С.В., Зверев А.А., Салько А.Е.	70
ОРТОГОНАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ БАУШИНГЕРА Комарцов Н.М., Лужанская Т.А., Рычков Б.А МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	73
НАНОСТРУКТУР Коноваленко Ив.С, Зольников К.П., Псахье С.Г СТАДИЙНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	75
Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф., Семин А.П., Воробьев С.В МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КРИСТАЛЛИТЕ ТИТАНА	77
Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г. ТВИДОВАЯ СТРУКТУРА НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ КУБИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ:	79
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА Кузнецов П.В, Петракова И.В. ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СТРУКТУР НА ФОЛЬГАХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ <001>{100} ПРИ НЕСВОБОДНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ	80
РАСТЯЖЕНИИ	
Кузнецов П.В., Петракова И.В.	82
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С.	82
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ	82 84
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ	82 84 85
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ	82 84 85 87
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П.	82 84 85 87 88
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ВДАВЛИВАНИИ Матонин В М	82 84 85 87 88 90 90
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ВДАВЛИВАНИИ Матюнин В.М. ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КОНТАКТЕ ДВУХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Мурашов М.В. Панин С.Л.	82 84 85 87 88 90 90 90
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ВДАВЛИВАНИИ Матюнин В.М. ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КОНТАКТЕ ДВУХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Мурашов М.В., Панин С.Д. НЕКОТОРЫЕ СЛЕДСТВИЯ ИЗ ПРОТЕКАНИЯ ОСНОВНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В МЕТАЛЛЕ	82 84 85 87 88 90 90 92
Кузнецов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ВДАВЛИВАНИИ Матюнин В.М. ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КОНТАКТЕ ДВУХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Мурашов М.В., Панин С.Д. НЕКОТОРЫЕ СЛЕДСТВИЯ ИЗ ПРОТЕКАНИЯ ОСНОВНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В МЕТАЛЛЕ Никифоренко В.Н., Босин М.Е. ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ В ЗОНЕ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ ДЕТАЛЕЙ	82 84 85 87 87 90 90 92 94
Кузнедов П.В., Петракова И.В. СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С. ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК- МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В. ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ВДАВЛИВАНИИ Матюнин В.М. ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КОНТАКТЕ ДВУХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Мурашов М.В., Панин С.Д. НЕКОТОРЫЕ СЛЕДСТВИЯ ИЗ ПРОТЕКАНИЯ ОСНОВНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В МЕТАЛЛЕ Никифоренко В.Н., Босин М.Е. ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В ЗОНЕ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ ДЕТАЛЕЙ Петрухов А.Н. НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ТРЕНИИ	82 84 85 87 87 90 90 92 92 94 96

	ИССЛЕДОВАНИЕ ВОДОРОДНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ЕЕ ВЛИЯНИЯ На развитие субмикротрешины в ошк мета плах	
	Походня И.К. Игнатенко А.В.	100
	ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГЦК И ОЦК	100
	МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	
	Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Игнатова О.Н.	102
	ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	
	НА ХАРАКТЕР ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ	
	Романов А.Н., Филимонова Н.И	103
	НЕСТАЦИОНАРНЫЙ ХАРАКТЕР ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА В ПОВЕРХНОСТНОМ	
	СЛОЕ МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ	
	Рубцов В.Е., Колубаев А.В.	105
	ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СЛОЖНОМ	
	НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ	
	Рыбак Т.И., Попович П.В., Сташкив Н.Я., Паламарчук П.В	107
	О ПОВЫШЕНИИ НАДЕЖНОСТИ РАБОТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ	
	ПЕРЕМЕННОМ НАГРУЖЕНИИ С ПОМОЩЬЮ НАЧАЛЬНЫХ ДОЗИРОВАННЫХ	
	ЦИКЛИЧЕСКИХ ПЕРЕГУЗОК	
	Савкин А.Н.	109
	МИКРОДЕФОРМАЦИЯ И ФРАКТОГРАФИЯ ИЗЛОМОВ СТАЛИ ПРИ ЧИСТОМ СДВИГЕ	
	И РАЗЛИЧНОЙ ФУГИТИВНОСТИ ВНЕДРЕННОГО ВОДОРОДА	
	Савченков Э.А., Айткулов Р.Р	111
	СДВИГОВАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ В	
	ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ	
	Тарасов С.Ю., Колубаев А.В	113
	УСТАЛОСТНАЯ ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ	
	Трощенко В.Т	115
	УСТОИЧИВЫИ РОСТ ТРЕЩИН МАЛОЦИКЛОВОИ УСТАЛОСТИ: ТЕОРИЯ И	
	ПРИЛОЖЕНИЯ	
	Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова, Серветник А.Н.	117
	О СВЯЗИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОИСТВ И КРИТЕРИЕВ СИНЕРГЕТИКИ ПРИ ОЦЕНКЕ	
	КАЧЕСТВА ЛИТОИ СТАЛИ	
	Чернышов Е.А., Скуднов В.А.	119
	СТАДИИНОСТЬ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОИ	
	СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ	10.1
	Чуканова А. А.	121
	ДИНАМИКА ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗМНОЖЕНИЯ ПОЛОС МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОИ	
	ДЕФОРМАЦИИ	100
	Шиоков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Выжанов Е.В	122
	ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ В	
	ТИГАЦИКЛОВОЙ ОБЛАСТИ Пистома Т.Ю. Матичина П.Е. Газана син А.В. Кананин С.П.	100
	Эковлева 1.Ю., Матохнюк Л.Е., Бялонович А.В., Корецкии С.Л	123
II	. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ С УЧАСТИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
И	РАЗРУШЕНИЯ	125
	О НЕКОТОРЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ В СТРУКТУРЕ СИГНАЛОВ	
	ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ (ЭМИ) ПРИ НАГРУЖЕНИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ И	
	ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	
	Востреиов А.Г., Кривений А.В., Бизяев А.А., Яковинкая Г.Е.	126
	ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРЛОСТЬ	
	ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ	
	Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Ивахин М.П.	128
	ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ КОНТАКТЕ С	-
	АКТИВНОЙ СРЕДОЙ	
	Занозин В.М., Полукарова З.М., Малкин А.И	129

ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ	
ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	
Запара М.А., Тутышкин Н.Д.	131
ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ	
РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ 601 С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА И ХРОМА.	122
Исакаев МЭ.Х., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Юсупов Д.И.	133
ΒΛΓΙΗΤΗΤΕ ΥΑΡΑΥΤΕΡΗCΤΗΥΗ CΠΠΑΡΑ Ε ₂ 22% C ₂ 15% C ₂	
MAI HITI I DIE AAPAKTEPHUTI HINH UTIJADA FE-22% $CI-15\% C0$	125
C_{0} С. С. Корзникова Г. Ф	155
ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ ПОТЕНЦИА ЛАМИ	
Komora H.R. Kohorazor C.R. Fromor R.E. Sver II.F.	137
CTPVKTVPA И СВОЙСТВА ШЕЛОЧНО-ГАЛОИЛНЫХ КРИСТАЛЛОВ ЛЕГИРОВАННЫХ	157
МЕТАЛЛАМИ ПОЛ ЛЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ	
Кочергина Ю А. Карыев Л.Г. Федоров В.А. Зайиев С.А.	138
МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПОЛ ЛЕЙСТВИЕМ	100
УЛЬТРАЛИСПЕРСНЫХ АЛМАЗОВ.	
Кравченко В.В., Короткевич С.В., Алешкевич Н.А.	139
АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НИКЕЛЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	
Кузовлева О.В., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е., Стариков Н.Е.	141
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ТИТАНА С РАЗЛИЧНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИМ.	
Кузьменко И.Н., Камышанченко Н.В., Кунгурцев Е.С., Кунгурцев М.С., Никулин И.С	143
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ НА ХИМИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛОВ	
Малкин А.И., Гагина И.А., Лознецова Н.Н., Клюев В.А., Топоров Ю.П	145
ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В КОНТАКТЕ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ	
РАСПЛАВАМИ	
Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М., Алиев А.Д., Щукин Е.Д	147
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
АЛЮМИНИЯ ПРИ КОНТАКТЕ С РАСПЛАВОМ In-Ga-Sn	
Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М., Топоров Ю.П	149
НЕОДНОРОДНОЕ УПРУГОЕ ИСКРИВЛЕНИЕ РЕШЕТКИ НАНОТОНКИХ КРИСТАЛЛОВ	
СЕЛЕНА И ФОРМИРОВАНИЕ МЕЖБЛОЧНЫХ ГРАНИЦ	
Малков В.Б., Пушин В.Г., Елшина Л.А., Малков А.В., Малков О.В.	151
ВЫСОКОСКОРОСТНОИ МАССОПЕРЕНОС В КРИСТАЛЛЕ ПРИ НАЛИЧИИ	
Manudayaa A B Turayaa $T A$ Cingna $M B$	152
Маркиоонов А.В., Тихонова Т.А., Старостенков М.Д.	133
НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ФАЗ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ МЕДИ	155
Μαμκύμα Ε.С	155
СПОЯХ НИКЕЛИЛА ТИТАНА ИНЛУНИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВЫМИ	
возлействиями	
Мейснер П. П. Миронов Ю. П. Потков А. И	157
ВЛИЯНИЕ ВРАЩЕНИЯ СВЕРХПРОВОЛНИКА НА ЛИНАМИКУ МАГНИТНОГО	107
ΠΟΤΟΚΑ	
Милошенко В.Е., Кармазин В.М., Касаткина Т.И.	159
О ПОВЕЛЕНИИ СВЕРХПРОВОЛНИКОВ В НИЗКОЧАСТОТНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	107
Милошенко В.Е. Авдеев М.А. Калядин О.В.	161
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ	101
ПРОПЕССА РЕЛАКСАНИИ НАПРЯЖЕНИЙ В АЛЮМИНИИ	
Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е.	163
АТОМНЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ (МЕХАНИЗМЫ) ВОДОРОДНОГО	
ОХРУПЧИВАНИЯ И СТРЕСС-КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ	
Нечаев Ю.С.	164
АКТИВАЦИЯ СОЛИТОННЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОЙ	
ДЕФОРМАЦИИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА 19 ПРИ 4,2К	
Никифоренко В.Н., Босин М.Е	166

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО В - ОБЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ И ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ЛЕНТ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	
Новиков Г. В., Мясоедов Л. С., Чиванов А. В., Федоров В. А., Ковалева М. Г.,	168
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРЕГРАДЫ ПОСЛЕ	
ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЕЕ С ПОТОКОМ ВЫСОКОСКОРОСТННЫХ ЧАСТИЦ	
Петров Е.В., Кривченко А.Л., Кирсанов Р.Г.	170
К ТЕОРИИ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА ФАЗ В БИНАРНЫХ РАСТВОРАХ	
Потапова Н.М	172
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКОЙ	
ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ РАСПЛАВОМ СТАЛИ	
Севастьянов Г. М., Одиноков В. И., Сапченко И. Г	173
РОЛЬ МАЛЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ В ИЗМЕНЕНИИ ХАРАКТЕРА	
ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ	
Столбоушкина О.А., Филипьев Р.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Семин А.П., Громов В.Е	175
ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА РАЗРУШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ	
ТРЕНИЯ СПЕЧЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ	
Фадин В.В., Алеутдинова М.И.	176
ДИССИПАЦИЯ ЭНЕРГИИ КОЛЕБЛЮЩИХСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ	
СВЕРХПРОВОДНИКОВ	170
Шушлевин И.М., Милошенко В.Е.	178
Ш. ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И	
НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ	
ДЕФОРМАЦИИ	.180
THE BEHAVIOR OF SHEAR MODULUS AND INTERNAL ERICTION IN ECAP	
PROSECCED Cu-0 17%Zr ALLOY AND PURE COPPER	
Kolvvanov F.L., Kobelev N.P., Estrin Y.	181
NANOSTRUCTURAL MATERIALS: PRODUCTION, STRUCTURE, HIGH STRAIN RATE	
SUPERPLASTICITY	
Myshlyaev M.M., Kulak M.M., Pashinskaya E.G.	182
ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ	
МЕТОДОМ СВС-ЭКСТРУЗИИ	
Бажин П.М., Столин А.М.	183
ФАКТОРЫ И МЕХАНИЗМЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПРЕДЕЛЬНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ	
ЗЁРЕННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ В ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЯХ В	
ПРОЦЕССЕ ИПД	
Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н	184
РАССЛОЕНИЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ	
Al-Ni-Fe-La	
Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Тодорова Е.В.	186
О КОРРЕКТНОИ МЕРЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СМК- И НАНОМАТЕРИАЛОВ,	
ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	100
Беигельзимер Я.Е., Прокофьева О.В., Кулагин Р.Ю.	188
ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ РАВНОКАНАЛЬНЫМ МНОГОУГЛОВЫМ	
ПРЕССОВАНИЕМ НА СВОИСТВА СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА	
НИОБИИ-ТИТАН Голошана В.4. Матросса И.И. Инина В.В. Гайда П. И. анонов В.П. Панота С	100
Белошенко Б.А., Митросов П.И., Чишко Б.Б., Гишой Д., Дояконов Б.П., Пелоти С МЕХАНИЗМ УЛАДИОГО ДАЗДУШЕНИЯ НА НОСТДУКТУДИДОВ АННОЙ СТА ПИ 10 ПДИ	190
ROMITATION N INISKIA TEMILETAT YLAA Rajuae P.3 Kueenoe H.4 Cemenoe R.M. Kueenoe ΓR Munauumu M.O. Decemor M.R.	
Задопожный ВЮ	192
CTPVKTVPHЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ΜΕΤΑΠΠΑΧ ΠΡИ БОЛЬШИХ СТЕПЕНЯХ СЖАТИЯ	174
E = 1 + 1 + 1 + 1 + 1 + 1 + 1 + 1 + 1 + 1	194
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОЛОРОЛОМ НА ЛЕФОРМАНИОННОЕ ПОВЕЛЕНИЕ	1/7
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ті-6А1-4V	
Грабовеикая Г.П., Забудченко О.В.	196
r	0

ПРИРОДА ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЛЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ	
Еникеев Н.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З.	. 197
ПОЛУЧЕНИЕ МЕДНОИ ПРОВОЛОКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИНД	100
Давиоенко А.А., Спусканок Б.Э., Сенникова Л.Ф., Гангало А.П СРАВНИТЕ ПЬНЫЙ АНА ПИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ	. 190
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕЛИ ПОЛУЧЕННОЙ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ	
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Лобаткин С.В. Салишев Г.4. Кузненов 4.4	200
ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ И ТЕМПЕРАТУРЫ ЛЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА	200
СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ИПД КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	
Закирова А.А., Зарипова Р.Г.	. 202
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ	
ГАДФИЛЬДА ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ	
Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г.	. 203
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕИ, ПОДВЕРГНУТЫХ	
КОМБИНИРОВАННОМУ ВОЗДЕИСТВИЮ ПЛАСТИЧЕСКОИ ДЕФОРМАЦИИ И	
IEPMИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	205
ΝΙΘΑΉΟΒ Α.Μ., ЛУКИН Ε.С., ΒΑЩΕΗΚΟ С.С ΒΠИЯНИЕ VΠΑΡΗΩ ΒΩΠΗΩΒΩΓΩ ΗΛΓΡΥΨΕΗИЯ ΗΛ ΜИΚΡΩΩΤΡΥΚΤΥΡΥ И	. 205
ΜΕΧΔΗΝΨΕCΚИΕ CROЙCTRA VILLTPAMEIIKO3EPHUCTOЙ ΜΕΙΙИ	
Иснатова О.Н., Каганова И.И., Малышев А.Н., Подурец А.М., Раевский В.А., Скоков В.И.,	
Ткаченко М.И. Салишев Г.А. Конькова Т.Н.	. 206
ВЛИЯНИЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	
Кабиров Р.Р., Зарипов Н.Г.	. 208
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	
Камалетдинов И.Ш., Юсупов В.С., Харламов А.А.	. 209
ВЛИЯНИЕ ДИФФУЗИОННО - КОНТРОЛИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ И	
ЭВОЛЮЦИИ СУБМИКРО- И НАНОСТРУКТУР НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОИ	
μεφορματική η ράση μπεική μεταμμου η υπημασό	211
ИНТЕНСИВНАЯ КРИОГЕННАЯ ЛЕФОРМАЦИЯ МЕЛИ	. 211
Конькова Т.Н. Миронов С.Ю.	. 213
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ Fe-25% Cr-15% Со ПРИ	
ДЕФОРМИРОВАНИИ КРУЧЕНИЕМ С РАСТЯЖЕНИЕМ	
Корзникова Г. Ф., Корнева А.В.	. 214
ОБ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ МИГРАЦИИ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА ЧИСТОЙ	
МЕДИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	
Корзникова Е.А., Сетман Д.	. 215
ΗΕΥΠΡΥΓΙΡΕ ΤΦΦΕΚΤЫ Β CHJIABAX HA OCHOBE 11Ν1 C	
	217
ОБ ЭФФЕКТЕ СОВМЕШЕНИЯ ЛИСПЕРСИОННОГО И НАНОСТРУКТУРНОГО	. 217
УПРОЧНЕНИЯ В ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ЛЕФОРМИРОВАННЫХ	
ПРОМЫШЛЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	
Маркушев М.В., Крымский С.В., Никулин П.А., Мурашкин М.Ю., Ситдиков О.Ш	. 219
ПРОЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО СПЛАВА Д16 ОБУСЛОВЛЕННАЯ ФАЗОВЫМИ	
ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И НАНОСТРУКТУРИЗАЦИЕЙ ПРИ ПОСТ-ДЕФОРМАЦИОННОЙ	
ТЕРМООБРАБОТКЕ	
Маркушев М.В., Автократова Е.В., Астанин В.В., Казакулов И.Я., Мочалова М.Ю.,	001
Мурашкин М.Ю., Ситоиков О.Ш	. 221
ΟΠΕΙΝΗ ΣΤΙΣΤΑΣΟΣΚΟΟΙΑ ΚΟΠΕΔΑΠΗΝ ΠΑ ΟΤΥΣΚΤΥΥΣ Ν ΟΒΟΝΟΤΒΑ ΥΠΑΤΡΑΜΕΠΚΟ3ΕΡΗΝΑΤΟΓΟ ΗΝΚΕΠΩ	
Ηαταποκα Α.Α. Μυτιοκοκ Ρ.Ρ. Παπειικο Ю. R. Ηαταποκ Α.Α.	223
11434p004 11.11, 11 y.10000 1 .1 ., Lupenne 10.D., 11434p00 11.11,	

ВЛИЯНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ Субмикрокриста плинеских а поминиерых спларор и титана
C = M M M M M M M M M M M M M M M M M M
СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ
МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО
ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пирожникова О.Э., Копылов В.И., Мышляев М.М., Лопатин Ю.Г.,
Мелехин Н.В., Сахаров Н.В
ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ
РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ
Периг А.В., Лаптев А.М., Тышкевич А.В., Бондаренко Е.А 228
СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ДИНАМИЧЕСКОГО
КАНАЛЬНО - УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО
СПЛАВА А1-7075
Петрова А.Н. Бродова И.Г. Ширинкина И.Г. 230
ВЛИЯНИЕ УЛАРНОВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ И ИСХОЛНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ
их пройцигорацие мели
$\begin{array}{c} \begin{array}{c} \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \begin{array}{c} D \\ D \end{array} \\ \end{array}$
Г иевский D.A., Иснатова О.П., Салищев Г.А., Конбкова Т.П
ПОЛУЧЕНИЕ СТАРЕЮЩИА МАГНИЕВЫА СПЛАВОВ С Сурманарокриста планеской структурой и изулериие их порелериия при
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ И ИЗУЧЕНИЕ ИХ ПОВЕДЕНИЯ ПРИ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
Рохлин Л.Л., Добаткин С.В., Попов М.В., Добаткина Т.В., Никитина Н.И., Тарытина И.Е 234
СРАВНИТЕЛЬНЫИ АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССОВ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Рудской А.И., Золотов А.М., Паршиков Р.А., Смирнов Е.С
ПОСТРОЕНИЕ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ РЕОЛОГИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ ДЛЯ
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ВЕРОЯТНОСТНЫХ
ХАРАКТЕРИСТИК
Рудской А.И. Золотов А.М., Фомин С.Г., Ганин С.В., 238
ИССЛЕЛОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И
НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЛЕКСА GLEERI Е-3800
Puderoŭ $A U Konfacunroe H \Gamma$ Turgunnee $R R$ Havnoe $A A$ Punzunen ΠA 240
$C_{aquanna} = 2.4 + 45$
Савченков Э.А., Аиткулов Р.Р
ПОЛУЧЕНИЕ ОББЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ МЕТАЛЛОВ
И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕТОДА ВСЕСТОРОННЕИ ДЕФОРМАЦИИ
Салищев Г.А
ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ТЕПЛОИ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ
Сафаров И.М., Корзников А.В
ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Си-3,5% Аg-0,2% Zr ПРИ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Сергеев В.И., Сафаров И.М
ПОВЫШЕНИЕ ЛЕФОРМИРУЕМОСТИ ТЕКСТУРОВАННОГО СПЛАВА МА2-1 ПОСЛЕ
Canadonaului R H Doodugroad H H Konstato R M Dodaminui C R 246
Ο ΔΗΡΕΙΑΚΟΠΟΜΕΓΠΟΕΤΗ Η Ο ΟΟ ΔΕΠΠΟΕΤΗ ΔΕΦΟΓΜΑЦΗΟΠΠΟΓΟ ΠΟΔΕΔΕΠΗΛΙ ΙΑ ΔΑ 2 ΣΥΠΕΓΙΑ ΓΙΑΓΓΑ ΤΙΑΤΑ ΓΑ ΤΑ ΔΑ ΜΟΣΦΙΟ ΠΑ ΠΟΥΣΙΑΓΤΑ ΠΠΑΠΕΓΥΟΜ
И ГАЛГУШЕНИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА D АМОГФПО-ПАПОКТИСТАЛЛИЧЕСКОМ, ЦАНОРДИСТА ПЛИНЕСРОМ И СУЕМИРДОРДИСТА ПЛИНЕСРОМ СОСТОДНИЗУ
Скосырскии А.Б., Бакач І.П., Дуоарев Е.Ф., Гаоаченко А.Н
ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОИ СТРУТУРОИ
Терентьев В.Ф

СТАТИЧЕСКАЯ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА 2-1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	
Терентьев В.Ф., Добаткин С.В., Просвирнин Д.В., Банных И.О., Копылов В.И., Соробрания В.И.	252
Сереоряный В.Н. СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Х18Н10Т	232
ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ (РКУП)	
Герентьев В.Ф., Дооаткин С.В., Просвирнин Д.В., Банных И.О., Рыоальченко О.В., Радб Г И	251
ЗАВИСИМОСТЬ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 ОТ СТРУКТУРЫ	234
Ушанова Э.А., Зубаиров Л.Р., Хисамов Р.Х., Назаров К.С., Юмагузин Ю.М., Мулюков Р.Р ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И	256
НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ	
Харламов В.О., Крохалев А.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И.	257
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСЛОВИИ СЖАТИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛІ 200 АЛИЕМ ОГРАГОТУИ В201 ІРОМ	
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ Vарканов R O V покаков A R V узрачиц C R $Писак R$ M	250
ПРИРОЛА УПРОЧНЕНИЯ НАНОКРИСТА ПЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ОТЖИГЕ В	239
ЛИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ФЕРРОМАГНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	
Хисамов Р.Х. Сафаров И.М. Мулюков Р.Р.	261
ЭФФЕКТ ОЛНОВРЕМЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ	201
НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ	
РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	
Чувильдеев В.Н., Грязнов М.Ю., Нохрин А.В., Сысоев А.Н., Копылов В.И., Лопатин Ю.Г.,	
Пирожникова О.Э	262
ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ОБЪЕМНОГО	
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА	
Шляхова Г.В., Орлова Д.В., Данилов В.И.	264
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА	
ПАРАМЕТРЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ И ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ	
Щавлева А.В., Чувильоеев В.Н., похрин А.В., Грязнов М.Ю., Копылов В.И., Лопатин Ю.Г.,	266
Пирожникова О.Э., Мелехин П.Б., Сахаров П.Б., Мышляев М.М.	200
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ	
ЛЕФОРМАЦИИ	
Яковлева С.П. Махарова С.Н. Борисова М.З	268
	200
IV. РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ И	
ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА	270
процессах пластической деформации и разрушения	
PLASMA HARDENING OF CAST IRON ROLLS: NANOSTRUCTURE EVOLUTION ON SERVICING	
Efimov O.Yu., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Vorobiev S.V., Semin A.P.,	
Ivakhin M.P	271
EVOLUTION OF PLASMA HARDENED CAST IRON ROLLS SURFACE ON SERVICE	
Efimov O.Yu., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Malinovskaya V.A., Konovalova K.V.	272
FORMATION OF GRADIENT-PHASE STATES IN HARDENED REINFORCEMENT	070
Efimov O.Yu., Ivanov Yu.F., Yuriev A.B., Konovalov S.V., Ivakhin M.P.	273
$A_{\pi\mu\rho\rho} M A$	271
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССА СОУДАРЕНИЯ ПЛАСТИН ПРИ	274
СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ	
Арестов, Е.С., Кузьмин, С.В., Багмутов, В.П., Лысак, В.И	276

ОСТАТОЧНЫЕ СЖИМАЮЩИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ УПРОЧНЕНИИ МАТЕРИАЛА.	
Асатурян А. Ш., Мязин А. А., Пухальская Г. В	277
ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ СПЛАВА Ті - 49,8 % Ni ПОСЛЕ	
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
Бабичева Р.И, Мулюков Х.Я.	279
ПОЛУЧЕНИЕ МАКРОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ	
МЕТОДОМ СВОБОДНОГО СВС-СЖАТИЯ	
Галышев С.Н., Столин А.М., Бажин П.М., Зарипов Н.Г	280
ОЦЕНКА РЕЖИМОВ ПРОШИВКИ ЗАГОТОВОК ПРИ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКЕ С	
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСПЫТАНИЙ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ КРУЧЕНИЕ	
Голубчик Р.М., Клемперт Е.Д., Меркулов Д.В., Новиков М.В., Медведев Е.К	282
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МЕЖДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАУЗ НА РАЗУПРОЧНЕНИЕ	
ГОРЯЧЕКАТАНЫХ КОЛЕЦ ГТД	
Гречников Ф.В., Арышенский Е.В.	283
ИНТЕНСИВНОСТЬ НАПРЯЖЕНИИ И ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ В	
ТЕЛИКОИДАЛЬНЫХ ВАЛКАХ	205
Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С., Губанова Н.В., Портная З.Н.	285
ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПОЛОЖЕНИЯ ЗАГОТОВКИ В КОНИЧЕСКОИ МАТРИЦЕ ПРИ	
КОМБИНИРОВАННОМ ВЫДАВЛИВАНИИ	200
<i>Κοσεμκο Μ.Β.</i>	280
О ВОЗМОЖНОМ ВЛИЯНИИ МЕДЛЕННЫХ УЕДИНЕННЫХ УПРУГИХ ВОЛН С	
$(D_{\Phi} = T = T = T = T = T = T = T = T = T = $	
$(J\Psi\Psi EKT CABAPA-MACCOHA)$	200
V ропросу о уритинесских успориду образорация и разрушения	200
Ο Ο ΕΠИНЕНИЯ ΠΡИ CRAPKE R3PLIROM	
$K_{V25MUU} R M$ $\Pi_{11} cav R M$ $\Pi_{11} menulog R R$	200
CTPVKTVPA И КОНТАКТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ ЦЕМЕНТОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ	290
ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ЛЕФОРМИРОВАНИЯ	
Пахомова С 4	292
АНАЛИЗ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НЕСУШИХ ЛЕТАЛЕЙ	272
ПРОКАТНОГО ОБОРУЛОВАНИЯ К СТАТИСТИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ	
НАГРУЖЁННОСТИ И ИХ УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ	
Поляков Б.Н.	294
СВАРКА ВЗРЫВОМ ВЫСОКОПРОЧНЫЙ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ	
ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ	
Рихтер Д.В, Савельев А.С, Первухина О.Л, Первухин Л.Б	296
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН РАЗГАРА НА	
РАБОЧИХ ВАЛКАХ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ	
Русаков А.Д., Трайно А.И., Торопов С.С., Смирнов В.С	297
ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МЕДНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВОЛОКНОВЫХ ЗАГОТОВОК	
Рябичева Л.А	299
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ДЛИННОМЕРНЫХ	
ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СТЕРЖНЕЙ	
Сайков И.В., Первухина О. Л., Первухин Л.Б	301
К ВОПРОСУ СОВМЕЩЕНИЯ В ОДНОМ МАТЕРИАЛЕ МЕТАЛЛА И КЕРАМИКИ	
КОМБИНИРОВАНИЕМ МЕТОДОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМОХИМИЧЕСКОГО	
СИНТЕЗА	
Сайков И. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л.	303
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА	
	205
Семенова Л.М., Кобцева И.В., Бахрачева Ю.С.	305
ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК НА ЛИТЕИНО- КОРОШНОМ МОЛУЛЕ	
	207
Скляр С. Ю., Черномас В. В., Ловизин Н. С	30/

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКИХ ГОМОЛОГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА СТРУКТУРУ ЖИДКОШТАМПОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 Халикова Г.Р. Саитова Э.Н. Трифонов В.Г. Маркушев М.В.	308
ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ НА ПРЕССЕ ПОШАГОВОЙ ФОРМОВКИ	500
Шинкин В.Н.	310
V. НОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ ПЕРСПЕКТИВНОЙ СТРУКТУРОЙ И ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК .	312
СООТНОШЕНИЕ МЕЖДУ ПРОЧНОСТЬЮ И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕМ	
ХОЛОДНОКАТАНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИСТОВ С ДОБАВКАМИ ЦИРКОНИЯ И СКАНДИЯ	
Алабин А.Н., Белов Н.А., Прохоров А.Ю., Истомин-Кастровский В.В АНА ПИЗ ТРЕБОВАНИЙ ПРЕПЪЯВЛЯЕМЫХ К АВТОМОБИЛЬНОЙ СТАПИ	313
Алексеев В.И. Иводитов В.А. Перкас М.М. Шелест А.Е. Шефтель Е.Н. Юсупов В.С.	315
ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ПРОЧНОСТЬ ХОЛОДНОКАТАНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИСТОВ, СОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦЫ ФАЗЫ АІ ₃ Zr	
Белов Н.А., Алабин А.Н., Прохоров А.Ю., Истомин-Кастровский В.В ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОМАСШТАБНОМ	316
УРОВНЕ ТЕХНИЧЕСКОГО ЧИСТОГО ТИТАНА МАРКИ ВТ 1-0	
Бродский В.М., Шляхова Г.В СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ НЕСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАЩИВАНИИ	318
Брыков Н.Н., Ольшанеикий В.Е., Брыков М.Н	320
ВЛИЯНИЕ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ РАСПЛАВА НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА	
ЧУГУНА	
Вальтер А.И., Евдокимов Е.Г	322
ФОРМИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОИСТВ ЛИТЕИНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	
Вальтер А.И., Протопопов Е.А.	324
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ	
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ ТІ-АL-FE	
Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.	326
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ 2 а рожиению и распространению тренниц и при статицеском и	
ЗАРОЖДЕНИЮ И РАСПРОСТРАНЕНИЮ ТРЕЩИНЫ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И НИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ	
Гетманова М.Е., Гриншпон А.С., Комков Н.А., Филиппов Г.А.,	327
ВЛИЯНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ	
Глезер А.М., Манаенков С.Е	329
СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ	
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ И ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ	
Γιπαδύου C Γασπαία Που Αστικόν Γαποστάστα Ο Γιατικά Γαμικά Γοπνόσες τημ. Ε.Ρ. Cmaduurog 4.Η. Uenvacoga C.4. Πειννόσει 4.Η	331
К ВОПРОСУ О ВОЛОРОЛНОЙ ПОВРЕЖЛАЕМОСТИ ЛЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ	551
СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ АВИАЦИОННЫХ ГТД	
Граноилевския И.Г., Живушкин А.А., Милинини С.Б., Полетов Г.П., Улинския Л.Б., Шибаева Т.В.	333
ВЛИЯНИЕ ВАРИАЦИИ ЖЕСТКОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА	
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ ВКС-12	
Деревягина Л.С., Панин В.Е., Гордиенко А.И.	334
РЕАЛИЗАЦИЯ ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ВОЗМОЖНОСТЕИ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕИ	226
Доронин Д.И., Русаков А.Д., Антипов В.И., Юсупов В.С. РАЗРАБОТКА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО (β+γ) СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Al-Co: ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА ЭВТЕКТИКИ	330
Дроздов А.А., Казанская Н.К., Поварова К.Б	338

РОЛЬ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ КАРБИДОВ В ПОВЫШЕНИИ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМИСТОГО ЧУГУНА ЛЕГИРОВАННОГО ВАНАДИЕМ	
Дураков В.Г., Дампилон Б.В.	340
КРИОМЕХАНИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ДУПЛЕКСНЫХ	
НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ	
Ермишкин В.А., Минина Н.А., Тамайо П., Кулагин С.П., Кольцов А.Г., Томенко А.К	342
ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА ПРОЦЕСС НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ	
ПЕРЕД РАЗРУШЕНИЕМ В СПЛАВЕ ЭК151 ИД	
Котельникова Л.В., Жегина И. П., Тренинков И. А ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ БЕСКИСЛОРОДНОЙ МЕДИ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ ИТТРИЕМ НА МЕХАЦИНЕСКИЕ СРОЙСТВА	344
ИП ГРИЕМ ПА МЕЛАПИЧЕСКИЕ СООИСТВА $V_{a,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u,u$	
Камышанченко 11.Б., 1 альцев А.Б., Дурылан М.И., Пеклюоов И.М., Борц Б.Б., Шавианко С В	316
ΒΠИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ЛЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ	540
ПОВЕЛЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т	
Кашаев Р.М. Нагимов М.И	348
ВОЗЛЕЙСТВИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА НАНОРЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ	510
ХОЛОЛНОКАТАННЫХ ПЛАТИНОВЫХ ФОЛЬГ	
Корсуков В.Е., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А., Буйнов А.Л.	349
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ	
БЛОКИРУЮЩИХ КОЛЕЦ СИНХРОНИЗАТОРОВ ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ	
ЛАТУНИ МАРКИ ЛМЦАЖН НА ВОЛЖСКОМ АВТОЗАВОДЕ	
Копыл М.Д., Азизбекян В.Г	351
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА	
ЖСЗ6ВИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НА INSTRON-3382	
Кузнецов В.П, Лесников В.П., Хадыев М.С., Попов Н.А.	353
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ	
СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Та И Re	
Лесников В.П., Кузнецов В.П., Конакова И.П.	355
СТРУКТУРА И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Си-AI-N1	
ДЕФОРМИРОВАННОГО СЖАТИЕМ	257
Матлахов А.Н., Матлахова Л.А., Мотта А.К., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А.	337
СТРУКТУРА И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ ЗАКАЛЕННЫХ И НАГРЕТЫХ ДО 800 °С Т: Nb 20/ A1 СППАДОД	
11-NU-5% AI CHIJADOD Mammaroga ΠA Mammaroga $A H$ Omiggung Y K Π Candulus $H A$ Famoveog ΩK	
Танышлови Л.А., Минышлов А.П., Оливеири А.К.П., Сироинвя П.А., Белоусов О.К., Гониаренко Б.4. Заболотный В.Т.	350
ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОКОЭРШИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ В	557
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАГНИТОТВЕРЛЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co И	
Fe-Ni-Al-Co-Cu	
Миляев И.М., Миляев А.И., Юсупов В.С., Пруиков М.Е	361
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЕ ПРИРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР	
ЗОЛОТА	
Молчанов В.П., Медведев Е.И., Юдаков А.А.	363
ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МАЛОПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ,	
УПРОЧНЕННОЙ КАРБИДАМИ ТИТАНА	
Морозов Ю.Д., Саркиц И.Г., Филиппов Г.А., Чевская О.Н	365
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ (NB, MO,B) НА МИКРОСТРУКТУРУ И	
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА ЛИТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА	
OCHOBE γ-TIAL	
Оленёва Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М., Хисматуллин Т.Г.	367
РАЗРУШЕНИЕ МОНО- И ПОЛИ-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Cu-Al-Ni ПРИ	
ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ	260
переира Е.К., Матлахова Л.А., Матлахов А.Н., Араужо К.Ж, Палий Н.А	308

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА УСТАЛОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т ПО ХАРАКТЕРИСТИКАМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ НЕУПРУГОСТИ	
Π исарацио $\Gamma \Gamma$ Бабушициї ΛH Майдо ΛH	370
РАСПРЕЛЕПЕНИЕ ПОКАЛЬНОЙ НЕУПРУГОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УРОВНЯ	570
МАКОПЛАСТИЧЕСКОЙ ЛЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	
Писаренко ГГ Войналович А В Майло А Н	372
ВЛИЯНИЕ НАВОЛОРОЖИВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ	
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА	
Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Федоров В.А., Чернова И.В.	. 374
РАЗРАБОТКА СПОСОБА ВЫПЛАВКИ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni ₃ Al CO	
СТРУКТУРОЙ, ДОПОЛНИТЕЛЬНО УПРОЧНЕННОЙ И СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ	
НАНОРАЗМЕРНЫМИ ФАЗАМИ С УЧАСТИЕМ ТУГОПЛАВКИХ И	
РЕАКЦИОННОАКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	
Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Базылева О.А	. 375
ОБ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	
Помельникова А.С., Ардашева Т.В., Беляев М.С	. 377
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛИТАХ	
ВАНАДИЯ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
Псахье С.Г., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.	. 378
ВЛИЯНИЕ ПЕРЕГРУЗОК РАСТЯЖЕНИЕМ - СЖАТИЕМ НА СКОРОСТЬ РОСТА	
УСТАЛОСТНОИ ТРЕЩИНЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ ДІ6Т	200
Пыноус Ю.И., Фостык В.Б., Окипныи И.Б.	380
ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА КИНЕТИКУ СТАРЕНИЯ И	
	207
ΓΟΧΛИΗ JI.JI., DOUBUP Π.F., JIEOHOBU Π.Π CΡΟЙСТРА И СТРУГТУРА СППАРА ΛΟΥΗΟ И ΕΓΟ ΠΡИΜΕΗΕΗИΕ Ρ ΗΕΜΑΓΗИΤΗLIV	302
ΗΕЙΤΡΟΗΟΓΡΑΦΙΙΨΕCΚΙΑΧ ΚΑΜΕΡΑΧ ΒΕΙΟΟΚΟΓΟ ΠΑΒΠΕΗΙΑΠΟ ΛΟ ΚΓΑΡ	
Cadewoo P 4 Evitomuu A B Tumeuu B C Averuor C H	381
ПРЕИМУЩЕСТВЕННЫЕ ОРИЕНТИРОВКИ И КРИСТА ПЛОГРАФИЧЕСКИЙ ИЗЛОМ	. 507
ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ КАТАНЫХ ПЛИТ ИЗ СПЛАВА 1441 СИСТЕМЫ	
AL-LI-CU-MG	
Сетюков О.А., Антипов В.В.	. 385
ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОВОЛОКОН МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГЦК-	
РЕШЕТКИ	
Старостенков М. Д., Яшин А. В., Дудник Е. А., Синица Н. В., Хорошилов Д. Е	. 387
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГСН2А ПОСЛЕ	
ПОВЕРХНОСТНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ	
Стрелкова И.Л., Почивалов Ю.И., Газетдинова А.О	. 389
ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ С ПОВРЕЖДЕННОСТЬЮ ТРУБНОЙ	
СТАЛИ	
Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Левин В.П., Жаркова Н.А., Солдатенков А.П	390
ТЕХНОЛОГИЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ	
СОЕДИНЕНИИ ИЗ СТАЛИ 15Х5М	
Фазылов М.Р., Ямилев М.З., Файрушин А.М.	. 392
РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОЛИКРИСТАЛЛА Fe+3,25%Si В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ	
ДВОИНИКОВАНИЕМ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОМ ИНТЕРВАЛЕ	
ДЕФОРМИРОВАНИЯ	20.2
$\Psi e00p06$ В.А., ПЛУЖНИКОВА Г.П., КИРИЛЮВ А.М., ДОЛГИХ Д.Е	393
AEΨOΓIVIALITIOΠΠDIE JΨΨΕΛΙ DI D UIJIADAA UIU I EMDI ZI-NO-UU $Φadamaga H Π Επιμημια R A Μιμαμα H A Γορικα H A$	205
Ψεσοπισεά Π.J., Ερμαιακαή Β.Α., Μαθαία Π.Α., Κομμας Μ.Α. ΒΠΙΔΩΗΝΕ ΜΟΥΩΠΗΩΓΩ COCTOΩΗΝΩ ΙΑ ΤΕΜΠΕΔΑΤΥΔΗΩ ΟΥΩΩΩΟΤΙΓΙΑ ΦΕΨΙΑΜΩΔ	595
ΠΕΦΟΡΜΑΙΙΙΑΙ ΗΔ ΆΒΟΠΙΟΙΙΑΙΟ ΟΤΡΥΚΤΥΡΚΙ ΟΠΠΑΒΑ 7+ 2 5% ΝΚ ΠΡΙΑ	
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОСАЛКЕ	
Хасанова Г. Ф. Мулюков Р. Р., Валиахметов О. Р. Галеев Р. М.	397

ДЕФОРМИРУЕМЫЕ И ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С	
ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ	
Белов Н.А., Чеверикин В.В.	398
ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Li-Mg,	
УПРОЧНЕННОГО ЧАСТИЦАМИ Al ₂ CuLi (T ₁)	100
Шамрай В.Ф., Грушко О.Е., Тимофеев В.Н., Лазарев Э.М., Клочкова Ю.Ю., Гордеев А.С ДИНАМИКА МАКРОПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБРАЗОВАНИЕ ШЕЙКИ ПЕРЕЛ РАЗРЫВОМ СПЛАВА А1-Ма	400
Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ПЛАСТИЧНОГО ПЕРМЕНДЮРА ЗАКАЛКОЙ ИЗ	402
ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ Ширинов Т.М., Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В	404
VI ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛVЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	405
МОГУТ ЛИ КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ РАБОТАТЬ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ?	
Андриевский Р.А	406
НАНОРАЗМЕРНЫЙ КАРБИД КРЕМНИЯ – НОВЫЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРАДИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА	
Андриевский Р.А., Калинников Г.В	407
ОПТИМАЛЬНАЯ ТЕМПЕРАТУРА СПЕКАНИЯ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ	
Баранов Г.В., Москвичева А.В., Лопатин Ю.Г., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.,	
Благовещенский Ю.В. ³	408
СВЕРХПРОЧНЫЕ НАНОДИСПЕРСНЫЕ ВОЛЬФАМОВЫЕ ПСЕВДОСПЛАВЫ,	
ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО	
Баранов Г.В., Москвичева А.В., Лопатин Ю.Г., Нохрин А.В., Чувильоеев В.Н., Белов В.Ю.,	110
Благовещенскии Ю.Б., Шотин С.Б ИССЛЕЛОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТАБИЛЬНЫХ	410
КВАЗИКРИСТА ПЛИЧЕСКИХ ФАЗ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ	
Бряниев П.Ю. Самошина М.Е. Сагалова Т.Б. Елизарова М.В.	412
НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В ОБЛАСТИ МИКРОЛЕФОРМАЦИИ ПОРОШКОВЫХ	
КОМПОЗИТОВ АІ-Si	
Васенев В.В., Мироненко В.Н., Квитка Е.В., Бутрим В.Н., Скуридина Н.В	414
ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА НАНОПОРОШКОВ МЕДИ И НИКЕЛЯ МЕТОДОМ	
ВОДОРОДНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ	
Зеленский В.А., Алымов М.И., Анкудинов А.Б, Трегубова И.В.	416
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНОДОВ ОБЪЕМНО-	
ПОРИСТЫХ КОНДЕНСАТОРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ	
	117
КОЛОСОВ Б.П., Орлов Б.М., Мирошниченко М.П., Прохорова Т.Ю	417
Mampauau C B Илици A П Слосиди A И Толбанова П O	<i>A</i> 10
ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАНИИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ	717
Морозов А.Е., Дроздов А.А., Поварова К.Б., Скачков О.А.,	421
ЭЛИНВАР, ПОЛУЧЕННЫЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОПОРОШКОВ	
Оглезнева С.А., Штейникова В.В.	423
ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ	
W-Ni-Fe-Co	
Поварова К.Б., Дроздов А.А., Алымов М.И.	425
УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО	
НИКЕЛЯ ПРИ НАЛИЧИИ ОСТРОГО НАДРЕЗА	
Просвирнин Д.В., Терентьев В.Ф., Журавлева К.Ю., Анкудинов А.Б, Тихомиров С.А.,	107
<i>Данных И.О., Алымов М.И.</i>	427

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОДРЫВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДОВ Псахье С.Г., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Абдрашитов А.В РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ОДНОРОДНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ В СПЕЧЕННОМ МАТЕРИАЛЕ	429
Скачков О.А., Поварова К.Б., Дроздов А.А., Терновой Ю.Ф., Маторина О.В., Морозов А.Е ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНАЦИЕЙ МЕТОДОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА	431
Степанова И.В., Панин С.В., Корчагин М.А. ВОЛОКНИСТЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОРОШКИНА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ	433
Ульянова Т.М., Крутько Н.П., Титова Л.В., ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ МЕДНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДИСКОМ [®]	435
Шалунов Е.П., Матросов А.Л., Шведов М.А ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И ДИСПЕРСНО- УПРОЧНЕННОЙ НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Шатиов Е.П. Шведов М.А.	437
VII. СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С	437
УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ MODIFICATION OF THE ADHESION PROPERTIES OF MOLYBDENUM THIN COATINGS	441
ON TINI SURFACE BY ION-BEAM EFFECT	117
WEAR RESISTANCE OF ULTRA HIGH MOLEGULAR WEIGHT POLYETHYLENE AFTER AIB _x ION IMPLANTATION	442
Рооwadin T., Panin S.V., Sergeev V.P., Ivanova L.R., Kornienko L.A ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ МИКРОДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ	444
Алехин В.П., Алехин О.В. ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Ni-Cr НА СТАЛЬНУЮ ПОДЛОЖКУ И МОДИФИКАЦИИ ИХ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОННЫМ ОБЛУЧЕНИЕМ	440
Алонцева Д. Л МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИТЫ NI ₃ AL-MO И TIAL-NB: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА	448
Антонова А.В., Поварова К.Б., Дроздов А.А ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ГРАФИТ НА ОСНОВЕ БОРИДА ЦИРКОНИЯ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ	450
Баньковская И.Б., Коловертнов Д.В., Саликова А.П НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ КАК СЕЛЕКТИВНЫЕ ПОКРЫТИЯ	452
Беспалова Ж.И., Клушин В.А., Кудрявцев Ю.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОКАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНОГО ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПЕРЕМЕННОГО АСИММЕТРИЧНОГО ТОКА.	454
Беспалова Ж.И., Иванов В.В., Смирницкая И.В., Кудрявцев Ю.Д СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫМ НАНЕСЕНИЕМ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО ПОРОШКА НА ОСНОРЕ № 41	456
Бледнова Ж.М., Русинов П.О.	458

ВЛИЯНИЕ РЕЛЬЕФА ТВЕРДОСПЛАВНОЙ ПОДЛОЖКИ НА ПРОЧНОСТЬ	
СОЕДИНЕНИЯ С АЛМАЗОНОСНЫМ СЛОЕМ В ДВУХСЛОЙНЫХ АТП	
Бондаренко Н.А., Коростышевский Д.Л., Осипов А.С.	460
ВЛИЯНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИИ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ	
ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ИЗНОС МЕТАЛЛО-ПОЛИМЕРНЫХ ПАР ТРЕНИЯ	160
Воронов А.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Феоорищева М.В., Сергеев О.В.,	462
ИЗМЕПЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СООИСТВ ПОКРЫТИИ СИСТЕМЫ П-В-Ге МОЛИФИНИЛОВАННЫХ УЛЬТВА ЛИСПЕРСНЫМ ПОРОНИСОМ 7_{200} . В ПРОИЕССЕ	
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ	
Гальченко Н К Колесникова К А Белюк С И	464
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ті-В-Fe.	101
ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ	
Гальченко Н.К., Белюк С.И., Самарцев В.П., Колесникова К.А.	466
ВЛИЯНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ПОТОКА ИОНОВ АРГОНА НА	
ТОПОГРАФИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
ТіNі ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
Гончаренко Б.А., Севостьянов М.А., Краснобаев Н.Н., Заболотный В.Т., Колмаков А.Г.,	
Просвирнин Д.В., Шкурин С.А.	468
ВЛИЯНИЕ МАГНЕТРОННОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ ТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА	
TiNi	
Гончаренко Б.А., Севостьянов М.А., Красноваев Н.Н., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т.,	170
Баранов Е.Е., Пруцков М.Е.	470
ПЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ФЕРРОПОРОШКОМ	
$\frac{100}{100} \frac{100}{100} 10$	172
АНОМАЛЬНОЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕЛЕНИЕ ПЛЕНОК НАНОКОМПОЗИЦИЙ	4/2
АЛИФАТИЧЕСКОГО ПОЛИУРЕТАНА С ЛВУОКИСЬЮ КРЕМНИЯ ПОЛУЧЕННЫХ	
МЕТОЛОМ ПАРАЛЛЕЛЬНОГО СИНТЕЗА	
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С.,	
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В.	475
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ	475
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ	475
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г.	475 477
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ	475 477
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ	475 477
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А.	475 477 478
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ	475 477 478
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ	475 477 478
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Лопофаров Т.И. Манадова Р.4	475 477 478
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО ЛУЧЕВЫХ	475 477 478 480
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНА ЛИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА	475 477 478 480
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Лураков В Г. Лампилон Б В	475 477 478 480 481
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА.	475 477 478 480 481
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОШЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА	475 477 478 480 481
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И.	475 477 478 480 481 483
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНО-О СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО	475 477 478 480 481 483
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ	475 477 478 480 481 483
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ	475 477 478 480 481 483
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ Елишна Л.А., Кудяков В.Я.	475 477 478 480 481 483 484
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ Елишна Л.А., Кудяков В.Я. ГАЗОВЫЕ СЕНСОРЫ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР АНОДНЫХ ПЛЕНОК	475 477 478 480 481 483 484
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ Елишиа Л.А., Кудяков В.Я. ГАЗОВЫЕ СЕНСОРЫ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР АНОДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОЙ НИТИ	475 477 478 480 481 483 484
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ Елишиа Л.А., Кудяков В.Я. ГАЗОВЫЕ СЕНСОРЫ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР АНОДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОЙ НИТИ Ефименко А.В., Семенова Т.Л., Салюк А.Н.	475 477 478 480 481 483 484 486
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ Елиина Л.А., Кудяков В.Я. ГАЗОВЫЕ СЕНСОРЫ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР АНОДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОЙ НИТИ Ефименко А.В., Семенова Т.Л., Салюк А.Н. ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ НОИГИЯ И ИБОРИССИВА П.Л. САЛЮК А.Н.	475 477 478 480 481 483 484 486
Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г. ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНО-О СЛОЯ ДЕТАЛИ Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В. САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ Елишина Л.А., Кудяков В.Я. ГАЗОВЫЕ СЕНСОРЫ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР АНОДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОЙ НИТИ Ефименко А.В., Семенова Т.Л., Салюк А.Н. ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТАЛЛОВ	475 477 478 480 481 483 484 486

РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	
НИКЕЛЬ-ОКСИД, ПОЛУЧЕННЫХ ОСАЖДЕНИЕМ В ВАКУУМЕ	
Ильинский А.И., Лябук С.И.	490
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА ПЛАЗМЕННЫХ КЕРМЕТНЫХ ПОКРЫТИИ,	
СФОРМИРОВАННЫХ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И NI-МО МАТРИЦЫ	10.1
Калита В.И., Комлев Д.И.	491
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОИСТВ ПЛАЗМЕННЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ	
ПОКРЫТИИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	10.2
Калита В.И., Багмутов В.П., Захаров И.Н., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Захарова Е.Б	493
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО АЛИТИРОВАНИЯ $\mathcal{L}_{\text{MMM}} \subset \mathcal{L}_{\text{MMM}} = \mathcal{L}_{\text{MMM}} \subset \mathcal{L}_{MMM$	105
Карпии С.В., Иванов Ю.Ф., Колуоаева Ю.А., Буоовских Е.А., Громов В.Е	495
ГРАДИЕНТНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ПАПОСТРУКТУРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ДЛЯ МОНОГЛИСТАЛЛИНЕССКИХ ТУРГИЦИ IX ЛОПАТОС	
	106
CИUTE2 UODIV МАТЕЛИАПОР Р СОПЕДІУ РАСППАРАУ	490
VINTES NODDIA MATEPHAJIOD D COJIEDDIA PACILIADAA	107
	497
Ο Ο Ο Ο ΕΠΠΟΕΤΗ ΓΑΣΕΥ ΠΕΠΗΛΙ ΠΑΠΟ- Η ΜΗΚΕΟΕΤΕΥΚΤΥΤΙΒΙΑ Ο ΚΟΗΔΠΒΙΑ ΠΠΕΠΟΓ ΠΟΠΥΠΕΠΗΓΙΥ ΠΟΠ ΒΩ3ΠΕЙ (ΤΡΙΑΕΜ ΙΜΠΥΠΕΠΟΓΩ ΠΑЗΕΡΠΟΓΩ	
изпупения	
$\pi a m o u o e a F B \Gamma a u p v a u v o O HO$	108
ΦΟΡΜИΡΟΒΔΗͶΕ ΠΕΓИΡΟΒΔΗΗΙΙΧ ΙΙͶΡΚΟΗͶΕΜ ΗΔΗΟΟΤΡΥΚΤΥΡΗΙΙΧ	770
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В НИКЕЛИЛЕ ТИТАНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОЛОВ	
МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОГО ПЛАВЛЕНИЯ	
Мейснер Л. Л. Миронов Ю. П. Потков А.И.	500
ФОРМИРОВАНИЕ ПРОТЯЖЕННЫХ МИКРОСТРУКТУР ПРИ "ТОЧЕЧНОМ"	200
ОБЛУЧЕНИИ ТОНКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХПЛЁНОК ФЕМТОСЕКУНЛНЫМ ЛАЗЕРНЫМ	
ИЗЛУЧЕНИЕМ	
Миронов Б.Н., Асеев С.А., Миногин В.Г., Черкун А.П., Чекалин С.В.	502
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТВЕРДОСТИ ПОДЛОЖЕК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА	
ПРОКАТАННЫХ ВТСП ПОКРЫТИЙ	
Михайлов Б.П., Ичкитидзе Л.П., Михайлова А.Б., Кадырбаев А.Р., Шамрай В.Ф	504
СОЗДАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР С	
ПОВЫШЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ	
Михеев Р.С., Чернышова Т.А., Коберник Н.В., Рыбачук А.М., Чернышов Г.Г	506
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И МЕХАНИЗМЫ	
ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ С МАТРИЦЕЙ, ЛЕГИРОВАННОЙ	
A3OTOM	
Наркевич Н.А., Иванова Е.А	508
СТРУКТУРА И АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ	
АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЯХ С МАТРИЦЕИ НА ОСНОВЕ АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА	
Наркевич Н.А., Иванова Е.А., Миронов Ю.П., Дураков В.Г.	510
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИИ НА	
ОСНОВЕ Zr-Y-O, ПОЛУЧЕННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ	
Нейфельд В.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Федорищева М.В., Сергеев О.В.	512
ИЗНОСОСТОИКОСТЬ ПОКРЫТИИ ИЗ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК С СОДЕРЖАНИЕМ	
РУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ	- 1 4
Николаев А.А., Кычкин А.К., Семенов Я.С.	514
ШИРОКОДИАНАЗОННАЯ ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕИКА ГЕТЕРОГЕННОГО ПОКРЫТИЯ С	
	516
Ο Ο ΓΗΡΙΚ Α. D ΜΕ 20ΜΕΥ Α ΗΙΚ Α. ΠΕΦΩΡΜΑΙΙΚΙΚΙ ΤΟ ΡΑΣΡΑΤΙΕΓΙΑ ΤΩΙΚΙΑΥ ΠΠΕΙΩΛΥ	510
ΙΝΊΕΟΟΙΝΙΕΛΑΠΤΙΚΑ ΔΕΨΟΓΙΝΙΑЦΤΙΤΙ ΤΙ ΓΑΟΓΥ ΠΕΠΙΤΛ ΤΟΠΚΙΤΑ ΠΙΤΕΠΟΚ Παιμίμ Α.Ρ. Πυνάνδος Α.Ρ. Κόροτι ανας Α.Π.	517
пинин л.д., шусуров л.г., козельския л.ч ПРОЧНОСТНОЙ АНА ПИЗ КОМПОЗИНИОННОГО ПОКРЫТИЯ	517
$\Pi \cup \Pi \cup$	518
пипип С.Б., Бочкиреви С.л., Люкшип Б.л., Струков Ю.С	510

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕЛИНЕНИЙ	
Почивалов Ю.И., Панин В.Е	520
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕДИ С ГРАДИЕНТНЫМИ	
ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ	522
Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Ермолаева А.Н.	522
ВЛИЯНИЕ ПАРОВ ВОДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИЮ	
КОСОНАПЫЛЕННЫХ ПЛЕНОК SI2O3	
Секушин Н.А.	524
ВЛИЯНИЕ АЗОТИРОВАННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА КИНЕТИКУ	
РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОИ СТАЛИ 12Х18Н10Т	
Семашко Н.А., Башков О.В., Панин С.В., Чернов А.И., Коптева О.Г.	526
МНОГОУРОВНЕВЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ВЫСОКОИ	
ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ СТОИКОСТЬЮ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ИЗДЕЛИИ РАКЕТНО-	
КОСМИЧЕСКОИ ТЕХНИКИ	
Сергеев В.П., Панин В.Е., Ризаханов Р.Н., Полянскии М.Н., Голиков А.Н., Панин А.В.,	527
Сергеев О.Б., Сунгатулин А.Р	527
TF NDOWEAANN YECKNE ODONOTDA N OTF Y KTYFA NANOOJONOTDIA HOKF DITNN Ti A IN/Si A IN/CuSp	
TIAIN/SIAIN/CUSII Canaga O.R. Canaga R.Π. Bonouca A.R. Φαλοπιμμασα M.R. Churamuruu A.P.	520
Сергеев О.Б., Сергеев Б.П., Боронов А.Б., Феоорищеви М.Б., Сунгитулин А.Г.,	529
ЛОМОШЬЮ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ	
CUMORED R H VHUIKOR M R C MVNHUKOR R Π	531
ОБЕСПЕЧЕНИЕ КОГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ РУД-ПОКРЫТИЙ	551
Сорока Е.Б., Клименко С.А., Копейкина М.Ю.	533
МОЛИФИКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО	
СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИОННОПУЧКОВОМ	
НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ	
Сунгатулин А.Р., Сергеев В.П., Сергеев О.В., Федорищева М.В	535
ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ	
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО	
ИНСТРУМЕНТА	
Ширманов Н.А	537
VIII ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ	
И ФУНКЦИОНА ЛЬНЫХ МАТЕРИА ЛОВ И НАНОМАТЕРИА ЛОВ	
(КОМПОЗИПИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ. ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК.	
ГЕТЕРОСТРУКТУР, ФУЛЛЕРЕНОВ, ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР)	539
FABRICATION AND PROPERTIES OF LEAD TELLURIDE CERAMICS	540
KOIESNIKOV N.N., BORISENKO E.B., BORISENKO D.N., IIMONINA A.V., SNEVCHENKO S.A	540
THE DEFORMING OF METAL (II) OAIDES FOLTER ISTALLITES UNDER ATTRITION	
I KEA I MEN I Kosanko N.E. Filatova N.V. Vinogradova I.A	511
Κοσεπκο Ν.Γ., Γιαιονά Ν.Υ., Υποσταονά Ε.Α CTDV/TVDULIE ΙΑ Α ΠΤΙΜΜΙ/ ΦΟΕΠLIE ΟΡΟЙ//ΤΡΑ ΠΠΕΠΟΙΗΓΙΥ ΠΑ ΠΟΥΟΜΠΟ3ΙΙΤΟΡ	541
$A_{\text{TR}} = COMP COMP COMPONENT OF A MATURA AND A COMPONENT OF A$	543
ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЁМ	545
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЛЕФОРМАЦИИ	
Быков П А Карелин Ф Р. Чопоров В Ф. Портная 3 Н. Кондратюк М.С. Байкалов К.О.	
Кобелева Л.И., Чернышова Т.А.	544
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ТИТАНООКСИЛНЫЙ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИЙ	
КОМПОЗИТ	
Голдин Б.А., Назарова Л.Ю., Рябков Ю.И	546

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ФУТЕРОВКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ	5 47
Гришин Н.Н., Бастрыгина С.В., Белогурова О.А., Конохов Р.В. ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОРЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА: ДИОКСИД ТИТАНА С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ ЖИДКОГО КРИСТА ППА	347
КРИСТАЛЛА Лавыдова О.И., Агафонов А.В., Груздев М.С.	. 549
ПРИПОВЕРХНОСТНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ АРМИРОВАННЫХ НАНОТРУБКАМИ	
<i>Декрет В.А</i> ΜΕΥ ΔΗΜΙΕ <i>СУ</i> ИЕ СРОЙСТВА УЕРАМИЛЕСУОГО УОМПОЗИТА - ΔΡΜИРОВАННОГО	. 550
АЛЮМООКСИЛНЫМИ НАНОВОЛОКНАМИ	
Дудкин Б.Н., Бугаева А.Ю., Зайнуллин Г.Г.	. 552
КОМПОЗИЦИОННЫЕ КОРУНДОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ Ni,	
NiAl, TiAl	
Евдокимов В.Ю., Баринов С.М., Аладьев Н.А., Овсянников Н.А., Смирнов В.В.,	
Тютькова Ю.Б., Фомин А.С., Чернявский А.С. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОЛАМИНАТОВ НА ОСНОВЕ TiaSiCa	554
Истомин П.В. Надуткин А.В.	556
ОСОБЕННОСТИ ПЛА́СТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ	
Карпов М.И	. 557
РАЗРУШЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА ПРИ МЕХАНИЦЕСКИХ ПИКЛИЧЕСКИХ РОЗЛЕЙСТВИЯХ	
K_{V2} авиче О М. Петрачов В С. Буганов О 4. Егоров В.Н. Сахаров С.4. Погдияков М.П.	550
ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРОХОДНОЙ ОПТИКИ ЛАЗЕРОВ СРЕДНЕГО ИК ДИАПАЗОНА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Кугаенко О.М., Петраков В.С., Васильева Л.А.	. 561
ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА В ТРОЙНЫХ	
СИСТЕМАХ С ПОЛИМОРФИЗМОМ	560
ЛУЦЫК В.И., ВОРООЬЕВА В.П	302
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИИ ДЕТАЛЕИ ИЗ НАНОСТЕКЛОКЕРАМИКИ С ПРАКТИЧЕСКИ НУЛЕВЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТЕМПЕРАТУРНОГО РАСШИРЕНИЯ	
Маслов В.П., Родичев Ю.М.	. 564
ПОЛЗУЧЕСТЬ ОКСИД-НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИТОВ	
Милейко С.Т., Колчин А.А., Кийко В.М.	. 566
ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ОКСИДНЫЕ ВОЛОКНА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ	566
МИЛЕИКО С.Г., КИИКО В.М., КОЛЧИН А.А., ПОВОХАМСКАЯ П.И., ВАН К.В	300
ПРЕЛСТАВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА ОБЪЕМА КРОМКИ КРЫЛА МКА ИЗ УГЛЕРОЛ-	
КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА МИКРОУРОВНЕ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НАГРУЗКИ	
Михайловский К.В	. 567
ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМИКИ Al ₂ O ₃ – ZrO ₂ – CeO ₂ ОТ ОСОБЕННОСТЕЙ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРЕКУРСОРОВ	
Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Аладьев Н.А., Куцев С.В., Пенькова О.И Шворнева Л.И РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОРАЗМЕРНЫМИ УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИПАМИ	569
Попов В.А., Зайцев В.А., Просвиряков А.С., Самошина М.Е., Ходос И.И., Ковальчук М.Н.,	
Вершинина Е.В.	. 571
Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο Ο	573

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВОГО КЛАССА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИЗВОЛСТВА АЛЮМИНИЯ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ	
Самошина М.Е., Брянцев П.Ю., Аксенов А.А ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКЕРАМИКИ ПРИ УЛАРНЫХ ВОЗЛЕЙСТВИЯХ	575
Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В., Пасько Е.Г МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УДАРНЫХ ВОЛН	577
Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Скрипняк В.В ФОРМИРОВАНИЕ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ СОДЕРЖАЩИХ НЕОДНОРОДНЫЕ НАНО- И МИКРООБЛАСТИ	578
Ушаков И.В ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ СВЕРХУПРУГИХ ТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ФУЛЛЕРЕНОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ Истичествова О.П. Лиордова Е.И. Остичитова И.И. Истичик А.В.	579
Черногорова О.П., дрозоова Е.И., Овчинникова И.Н., Никулин А.Б. IX. НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ (ВКЛЮЧАЯ БИОМЕДИЦИНСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛИМЕРЫ, ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ)	581
MECHANISMS OF SLOW STEPWISE CRACK PROPAGATION IN POLYMER BASED ON	
Gorenberg A.Ya., Gorenberg D.A., Timan S.A COMPOSITE POLYMERIC MATERIALS BASED ON UHMW-PE MODIFIED WITH PE- GRAFTING	583
Sompong Piriyayon, Panin S.V., Ivanova L.R., Kornienko L.A ON THE GENERATION OF BULK STRAIN SOLITONS IN POLYMERIC NANOCOMPOSITES	585
Semenova I.V., Dreiden G.V., Samsonov A.M. INFLUENCE OF ADHESION STRENGTH ON MECHANICAL RESPONSE OF POLYMER COMPOSITES	587
COMPOSITES <i>Timan S.A</i> COMPOSITE POLYMERIC MATERIALS BASED ON UHMWPE MODIFIED WITH NANO- SIZED FILLERS	589
У Wannasri S., Panin S.V., Ivanova L.R., Kornienko L.A., Tkachev A.G КИНЕТИКА ПРОПЕССА РАЗРУШЕНИЯ КРАХМАЛЬНЫХ ЗЕРЕН В ВОЛНОЙ СРЕДЕ	591
Аникин Я А., Носков А.В. ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЗАТРАТЫ ПРИ РАЗРУШЕНИИ КРАХМАЛЬНЫХ ЗЕРЕН В АППАРАТЕ ПУЛЬСАЦИОННОГО ТИПА	593
Аникин Я.А., Носков А.В. МАКРОХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПРИ РАЗЛИЧНОМ АРМИРОВАНИИ И МЕЖФАЗНОМ ВЗАИМОЛЕЙСТВИИ	595
Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Люкшин П.А ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛА В ХАРАКТЕРНЫХ ЗОНАХ СВАРНОГО СТЫКОВОГО СОЕЛИНЕНИЯ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ	597
Бабенко Ф.И., Родионов А.К. ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ПРОЧНОСТИ МОЛЕЛЬНЫХ ОБРАЗИОВ АРМИРОВАННЫХ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ	599
Бабенко Ф.И., Федоров Ю.Ю. ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ДИСПЕРСНО-АРМИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ В УСЛОВИЯХ ХОЛОЛНОГО КЛИМАТА	601
Бабенко Ф.И., Сухов А.А. ВЛИЯНИЕ Г-РАДИАЦИИ НА СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИОЛЕФИНОВ	603
Белов Г.П., Смирнов Ю.Н., Аллаяров С.Р., Лесничая В.А. СТРУКТУРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОЛИАМИДА, ОСНОВАННАЯ НА НОВЫХ МЕТОЛАХ ТВЕРЛОФАЗНОЙ ЭКСТРУЗИИ	604
Белошенко В.А., Возняк А.В, Возняк Ю.В.	605

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ПЛЕНОК ПОЛИМЕР- НЕОРГАНИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИЦИЙ В ОБЛАСТИ МАЛЫХ ДЕФОРМАЦИЙ <i>Гофман И.В.</i>	607
АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГИДРОГЕЛЕЙ А ОСНОВЕ БАКТЕРИАЛЬНОЙ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ И ПОЛИАКРИЛАМИДА	
Гофман И.В., Буянов А.Л., Хрипунов А.К., Ревельская Л.Г МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ФОРСТЕРИТОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ Гришин Н.Н., Белогурова О.А., Бастрыгина С.В.	608
АНАЛОГИЯ МЕХАНИЗМОВ УСИЛЕНИЯ ПРИ РАССМОТРЕНИИ ПОЛИМЕРОВ КАК НАНОГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ	(11
Долоин И.В. ВЗАИМОСВЯЗЬ НАСЛЕДСТВЕННО-УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ	011
<i>Думанский А.М., Таирова Л.П, Алимов М.А.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЮ ПОЛИАМИДА	613
<i>Думанский А.М., Эмри И., , Зупанчич Б., Шивохин М.Е.</i> ВЛИЯНИЕ БИОФАКТОРА НА ПОВЕДЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ И АБРАЗИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ	615
Зубков В.И., Стариков Н.Е., Павлов В.М., Стариков Н.Н ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ОБЪЕМНОГО БИОСОВМЕСТИМОГО КОМПОЗИТНОГО НАНОМАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	617
Ичкитидзе Л.П., Подгаецкий В.М., Селищев С.В РЕГУЛИРОВАНИЕ ВЯЗКОСТИ И ТЕКУЧЕСТИ ВОДО-УГОЛЬНЫХ СУСПЕНЗИЙ С ПОМОЩЬЮ ПОЛИМЕРОВ И ПАВ	619
Керимкулова М.Ж., Тажибаева С.М., Мусабеков К.Б ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ (АРМИРУЮЩИХ) ДОБАВОК НА РАЗВИТИЕ АВТОВОЛНОВЫХ РЕЖИМОВ ХИМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ 77 К (О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХНИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР)	621
Кирюхин Д.П., Кичигина Г.А., Барелко В.В. ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ВВОДИМОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРА	623
Кондратюк А.А., Муленков А.Н. СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ИЗОЛЯТОРОВ АНКЕРНОГО РЕЛЬСОВОГО СКРЕПЛЕНИЯ ТИПА АРС	625
Курзина Е.Г., Аксёнов Ю.Н., Богачев А.Ю. ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ МАКРОХАРАКТЕРИСТИКИ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	627
Матолыгина Н.Ю., Люкшин Б.А., Люкшин П.А. СТАТИСТИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПАРАМЕТРОВ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОЛИМЕРОВ	629
Мержиевский Л.А., Карпов Е.В., Авсейко Е.О ПРИМЕНЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВ В МЕДИЦИНЕ	631
Парфенюк В.И., Чуловская С.А., Гарасько Е.В ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВ ФТОРОПЛАСТА РАЗЛИЧНОЙ ЛИСПЕРСНОСТИ И МОРФОЛОГИИ	633
Пугачев Д.В., Баронин Г.С., Столин А.М ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА И КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ	635
Распопов Л. Н., Матковский П. Е. НОВЫЕ АЛЬГИНАТНЫЕ ГИДРОГЕЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ЖЕЛАТИНУ И АГАР-АГАР	636
Рахимоаева Д.ж., Мусаоеков К.Б., Батыроеков Е.О. НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПТФЭ И ПРИРОДНЫХ СЛОИСТЫХ СИЛИКАТОВ Слепцова С.А., Афанасьева Е.С., Григорьева В.П.	038 640

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ И КИНЕТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕТАЛЛОВ И СРЕДСТВ ИХ ЗАЩИТЫ С БИОДЕСТРУКТОРАМИ Стариков Н.Е., Краснобокий И.В., Гвоздев А.Е., Кузовлева О.В. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК 2 мас% АЭРОСИЛОВ И МИКРОНАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИПОЛИМЕРА НА ОСНОВЕ ЭД-20+ПЭПА	642
Старокадомский Д.Л. ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОДНОНАПРАВЛЕННО АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТЕРЖНЕЙ В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО КЛИМАТА	643
Федоров Ю.Ю., Федоров С.П.	645
А. ДЕФОТ МАЦИЯ И ГАЗГУ ШЕНИЕ СТГОИТЕЛЬНЫХ И ПГИГОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	646
ELASTIC SOLITON-LIKE EXCITATIONS CONDUCT THE MECHANO-LUMINESCENCE	
AS AN ORCHESTRA IN THE CRYSTALLINE QUARTZ	647
Abramova K.B., Zotov S.D., Kuariavtsev E.M., Lebedev A.A., Scherbakov I.P THE MECHANICAL TREATMENT INFLUENCE ON THE DEFORMING OF THE GYPSUM CRYSTALLINE STRUCTURE	04/
Kosenko N.F., Belyakov A.S., Smirnova M.A.	649
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОТРУБКАМИ ХРИЗОТИЛА	651
Артамонова О.В., Сергуткина О.Р ВЛИЯНИЕ ПОЛИЭЛЕКТРОЛИТОВ НА РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЛИН	031
Артыкова Д. М-К., Мусабеков К.Б.	653
АНИЗОТРОПИЯ ЭФФЕКТИВНЫХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ТИПА КВАРЦЕВАЯ МАТРИЦА – БИОТИТ Бардуушун Р. Р. Ницирица, А.Н. Исиалица, И.И., Биордер, Р. Б.	655
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ	055
Викторов С.Д., Кочанов А.Н. О ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И УСЛОВИЯХ РАЗРУШЕНИЯ ЧАСТИЦ КВАРИА ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ	657
Гришин Ю.М., Козлов Н.П., Комракова А.Е., Кулагин А.Ю	659
ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПЛАСТИЧНОСТИ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИКАРБОНАТ/ОРГАНОГЛИНА	
Джангуразов Б.Ж., Козлов Г.В., Микитаев А.К петормирование и разрушение горных пород экспериментальные и	661
ДЕФОГИИН ОВАНИЕ И ГАЗГУШЕНИЕ ГОГНЫХ ПОГОД. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ Жигалкин В М. Чанышев А.И. Усольцева О.М. Семенов В.Н. Абдулин И.М. Пой П.А.	663
МИКРОДЕФОРМАЦИИ, РАЗРУШЕНИЕ И МЕТОДЫ СОХРАНЕНИЯ ФОТОННО-	002
КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ТРЁХМЕРНО-УПОРЯДОЧЕННЫХ МАТРИЦ ИЗ	
МОНОДИСПЕРСНЫХ СУБМИКРОННЫХ СФЕРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ a-SiO ₂ ПРИ температуре отушеа 700 - 1000 °C	
ТЕМПЕРАТУРЕ ОТЖИГА 700 – 1000 °С. Каплан С.Ф. Грудинкин С.А. Голубев В.Г.	664
ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПЛЕНОЧНО-ТКАНЕВОГО МАТЕРИАЛА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ СИЛОВЫХ ФАКТОРОВ И УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО	
ОБЛУЧЕНИЯ Кармов Р.4. Мухамедова И.3. Шакирова А.М. Курривиов В.Н. Сулейманов А.М.	666
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЖЕСТКОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТКАНЕЙ, ОБРАБОТАННЫХ ПОТОКОМ ХОЛОДНОЙ ПЛАЗМЫ, МЕТОДОМ ИДЕНТИФИКАЦИИ	000
Каюмов Р.А., Мухамедова И.З., Абдуллин И.Ш., Хамматова В.В., Кумпан Е.В., ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ТКАНЕРОЙ ССИОРЕ ПРИ КОИБИНИ ИХ ПЕРЕМЕМИСУ	668
ΜΑΤΕΓΝΑΊΑ ΠΑ Ι ΚΑΠΕΟΟΝ ΟCHOBE ΠΡΝ ΚΟΠΕΥΠΒΙΧ ΠΕΡΕΜΕЩΕΗΝΧΑ Καιόμος Ρ.Α. ΠΙακύμοβα Α.Μ	670
ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА	070
Кусаиынов К., Сакипова С.Е., Курмашева К.Е.	672

О ВЛИЯНИИ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА КВАРЦИТОВ
Кучумова В.М., Савенко В.И., Малкин А.И
К ГАЗГАВОТКЕ ТЕЛПОЛОГИИ ИСПОЛВЗОВАНИЛ ГУДНВІЛ КОНЦЕНТГАТОВ Кышкин 4 И. Семенов Я.С. 676
ВЛИЯНИЕ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КВАРЦИТОВ
Малкин А.И., Кучумова В.М., Савенко В.И., Клюев В.А., Топоров Ю.П
О СТРУКТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ КВАРЦИТОВ
Савенко В.И., Кучумова В.М., Малкин А.И
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ ДИНАМИКА ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ И МАТЕРИАЛОВ
ОВА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БЕТОНОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ
Чернышов Е.М., Коротких Д.Н., Артамонова О.В
САМОСБОРКА АТОМОВ И МОЛЕКУЛ НА ОСТРИЕ РАСТУЩЕИ ТРЕЩИНЫ ГЛУБОКО ПОД ЗЕМЛЕЙ
Шестопалов А.В
XI. ОЦЕНКА РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН, МЕХАНИЗМОВ, КОНСТРУКЦИЙ ПРИБОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ПРЕДУПРЕДИТЬ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ, СПОСОБЫ БОРЬБЫ С КАТАСТРОФИЧЕСКИМ РАЗРУШЕНИЕМ
КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕТОЛЫ ОБЕСПЕЧЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТИ
И РЕСУРСА ХИМИЧЕСКИХ ИСТОЧНИКОВ ТОКА КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ
Бледнова Ж.М., Галкин В.В., Махутов Н.А., Проценко Н.А
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЕ НАСЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ
КАЧЕСТВА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ГИЛЬЗЫ ЦИЛИНДРА
Витязь П.А., Хейфец М.Л., Премент Г.Б
КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННОИ СТАЛИ ПРИ МАЛОНИК ПОВОМ НАГРУЖЕНИИ
Стяли п и малоцикловом пату жении Гуляев В П Голиков Н И Петров П П Платонов А А Аммосов И Н 695
ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДОМ
КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ
Кибиткин В.В., Плешанов В.С., Напрюшкин А.А., Солодушкин А.И
ВЕРОЯТНОСТНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ РЕСУРСА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ
ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ АТОМНЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИИ
Кузьмичевский А.Ю., Гетман А.Ф
ΠΕΟΙ ΠΟΣ ДОЛГО Ο ΕΥΠΟΕΤΗ ΚΌΠΕΤΕΥ ΧΕΙΝΟΠΠΒΙΧ ΜΑΤΕΓΝΑΛΟΒ ΠΟ ΠΑΡΑΜΕΤΡΑΜ ИХ СТРУКТУРЫ
Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетvлов Л.И.
ПОВЫШЕНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ФРАКТАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО
РЕСУРСА МАТЕРИАЛА
Напрюшкин А.А., Кибиткин В.В., Плешанов В.С 701
РАЗРАБОТКА СОВРЕМЕННОИ СТАНДАРТНОИ МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ Z-СВОИСТВ
(СКЛОННОСТЬ К СЛОИСТОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ) ПРОКАТА БОЛЬШИХ ТОЛЩИН
И ЕЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ Одоогруг Π Π Econolog 4.4
СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ТРУБ. СОЛЕРЖАЩИХ ЛЕФЕКТЫ
Чирков Ю.А., Кушнаренко В.М., Шепинов Л.Н., Швеи А.В.,
ΥΠ CORDEMENDATE OF OF A DATE OF A
АП. СОБІ ЕМЕННОЕ ОБОГ 7 ДОВАНИЕ И ПОВВІЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ЛЛЯ ИССЛЕЛОВАНИЯ ПРОПЕССОВ ЛЕФОРМАНИИ И РАЗРУШЕНИЯ
МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ
NANOORIECT SIZES OF DEFECTS IN DODOUS SYSTEMS AND DEFECTIVE MATEDIALS
ACCORDING ADAP METHOD RADIATING DEFECTS IN SILICON
Grafutin V.I., Timoshenkov S.P., Ilyukhina O.V., Maysishcheva G.G., Svetlov-Prokop'ev E.P
Funtikov Yu.V., Britkov O.M., Kalugin V.V 707

NANOOBJECT SIZES OF DEFECTS IN POROUS SYSTEMS AND DEFECTIVE MATERIALS ACCORDING ADAP METHOD. POROUS SILICON AND SOI STRUCTURES Grafutin V.L. Timoshenkov S.P., Ilvukhina O.V., Maysishcheva G.G., Svetlov-Prokop'ev F.P.	
Funtikov Yu.V., Britkov O.M., Kalugin V.V.	709
ПРИМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ПРИ ИСПЫТАНИЯХ	710
THE METHOD OF CALCULATION OF THE TEMPERATURE SPECTRA OF DEFORMATION MODES OF THE MATERIALS	. 710
Lukovkin G.M., Kolmakov A.G ESTIMATION OF MICRODISTORTIONS AND STRESSES OF THE 1ST KIND INDUCED BY ELECTRON BEAM IN THE SUBSURFACE LAYERS OF THE SAMPLES OF TINI WITH THE MOLYBDENUM COATINGS	. 712
Meisner L.L., Dementyeva M.G ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ	. 713
Агапов С.И., Федянова Н.А., ЯковенкоА.В. ФОТОУПРУГИЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ БАЛОК С ТРЕЩИНАМИ Албаут Г.Н., Табанюхова М.В.	. 715
АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНАХ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ Албаут Г.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЗИНОВЫХ ПОЛОС С ЦЕНТРАЛЬНОЙ ТРЕШИНОЙ-РАЗРЕЗОМ	718
МЕТОДОМ НЕЛИНЕЙНОЙ ФОТОУПРУГОСТИ Албаут Г.Н., Харинова Н.В., Ахметзянов М.Х	. 719
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ ТЕПЛОВИЗОРА Атласов В.В., Семенов Я.С., Федоров С.П.	721
МАШИНОСТРОЕНИЯ Багмутов В.П., Столярчук А.С., Коробов А.В.	. 723
АНАЛИЗ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА, ФОРМЫ И РАЗМЕРА НАНОСТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНДЕНСИРОВАННЫХ ФАЗ	725
Белов Б.Ф., Троцан А.И., Брооецкии И.Л., Харчевников В.П НЕЙТРОННЫЙ РЕФЛЕКТОМЕТР-МАЛОУГЛОВОЙ СПЕКТРОМЕТР «ГОРИЗОНТ» ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В МАТЕРИАЛАХ И НАНОСТРУКТУР	125
Булкин А.П., Коптелов Э.А., Литвин В.С., Садыков Р.А., Трунов В.А., Ульянов В.А ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АТОМНО-ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ С ИНДУКТИВНО-СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМОЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ	. 727
Волченкова В.А.,Казенас Е.К.,Кряжков И.И.,Андреева Н.А.,Дегтярева А.П.,Дергунова Н.Н., Овчинникова О.А.,Пенкина Т.Н.,Паунов А.К.,Родионова С.К.,Смирнова В.Б.,Яшукова В.Н ОБ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКЕ МОДУЛЯ ЮНГА	728
Гладков С.О. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В НАПРЯЖЕННОМ НЕЛИНЕЙНО УПРУГОМ ТЕЛЕ ПО СПЕКТРУ И ЗАТУХАНИЮ ЗВУКОВЫХ ВОЛН	. 729
Гончарук В.А., Кухаренко Ю.А, Сбойчаков А.М КОНТРОЛЬ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ОЦЕНКА РЕСУРСА ОБОРУЛОВАНИЯ И КОНСТРУКЦИЙ В СТАНЛАРТАХ РОССИИ	. 731
Дубов А.А. РАЗРАБОТКА ЛАЗЕРНО-ИНТЕРФЕРОМЕТРИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННОЙ ДИАГНОСТИКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	. 733
Дубров М.Н., Александров Д. В. МЕТОД ВЫСОСКОРОСТНОЙ ФОТОРЕГИСТРАЦИИ ДВИЖЕНИЯ ТЕЩИНЫ Дьяконов А.Х., Семенов Х.Н., Семенов Я.С., Мыреев Н.В.	735 737
ФОТОМЕТРИЧЕСКИИ МЕТОД ОЦЕНКИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Тамайо П.,	739

ФОТОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД ОЦЕНКИ УСТАЛОСТНОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ	
Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Лепешкин Ю.Д., Овчинников И.Н.	741
ФОТОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД АНАЛИЗА КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ВТ-20	
ПО ДАННЫМ ЭКСПЕРИМЕНТОВ IN SITU В ВЫСОКОВОЛЬТНОМ ЭЛЕКТРОННОМ	
МИКРОСКОПЕ	
Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Томенко А.К	743
ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ МИКРО/НАНО- ИНДЕНТОМЕТР	
Игнатович С.Р., Закиев И.М., Закиев В.И.	745
БЕСКОНТАКТНЫЙ ОПТИЧЕСКИЙ ПРОФИЛОМЕТР	
Игнатович С.Р., Закиев И.М., Закиев В.И.	747
МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТ: ОЦЕНКА ПОВЕРХНОСТНОГО	
НАПРЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛА	
Ииков С.В.	749
КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОПЕНКА ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ	
МОЛУЛИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ. УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ.	
ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОЛОМ	
Карабутов А.А. Кобелева Л.И. Подымова Н.Б. Чернышова Т.А.	751
ИЗМЕРЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИНАМИ ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОЛОМ	
Карабутов А. А. Кобелева П.И. Подымова Н.Б. Чернышова Т.А.	753
ОБ ОПЕНКЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОРИСТОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ	
$K_{OUOPERRELINO}$ Из С Смолиц 4 Ю. Лицтриев 4 И. Псахье С С	755
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ КАК МЕТОЛ РЕГИСТРАНИИ МЕЛЛЕННЫХ	755
ХКУСТИ НЕСКАЯ ЭМИССИЯ КАК МЕТОДТЕГИСТІ АЦИИ МЕДЛЕННЫХ УЕЛИНЁННЫХ УПРУГИХ ВОЛН С ЛИСКРЕТНЫМИ СКОРОСТЯМИ ВОЗНИКАЮЩИХ	
ΠΡΗ CTPVETVPHLIY ΠΡΕΒΡΑΙΠΕΗΝΑΥ Β ΜΕΤΑΠΠΑΥ Η CΠΠΑΒΑΥ	
$V_{ydngayag} F M - Somog C \pi$. Tabadag A A . Tayoonuruu M M . Poupyman B B	757
Куорявцев Е.М., Зотов С.Д., Леоеоев А.А., Ляховицкии М.М., Гощупкин Б.Б ИЗМЕДЕНИЕ ФИЗИЛЕСКИХ СООЙСТВ ТВОЙНЫХ СОЕПИНЕНИЙ В СИСТЕМАХ	757
	750
ТУРОИНОВ К.Г	739
$Ψ$ ΗΣΗΚΟ-ΧΗΜΗ $Ψ$ ΕCΚΗΗ ΑΠΑJΗ ΣCΗCΙ ΕΙΜ DI_2O_3 - $DICI_3$, SO_2O_3 - $SOCI_3$	761
Партимизация местоположения патникор акустинеской омиссии при	701
ОПТИМИЗАЦИЯ МЕСТОПОЛОЖЕНИЯ ДАТЧИКОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ	
РЕГИСТРАЦИИ ПОВРЕЖДЕНИИ В КОНСТРУКЦИЯХ	7()
Местников В.А., Семенов Л.С.	703
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ	
ПРИПОВЕРАНОСТНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ	
ХАРАКТЕРИСТИК В НЕОДНОРОДНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ	-
Миронов Ю.П.	765
КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА УРОВНЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИИ В ПЛОСКИХ	
ИЗДЕЛИЯХ	
Оноприенко В.Г.	767
ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ОСИ НАГРУЖЕНИЯ ИСПЫТАТЕЛЬНОИ СИСТЕМЫ НА	
ЗНАЧЕНИЕ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ	
Петухов А.И., I. McEnteggart, Геров В.В.	769
ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕТОДОМ ПАС РАДИУСОВ ПОР И ИХ КОНЦЕНТРАЦИИ В	
ПОРИСТОМ КРЕМНИИ	
Прокопьев Е.П., Графутин В.И., Тимошенков С.П., Илюхина Г.Г., Мясищева Г.Г.,	
Савельев Г.И., Фунтиков Ю.В.	771
ОЦЕНКА УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ	
ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
Протопопов Е.А., Протопопов А.А., Вальтер А.И., Евдокимов Е.Г	773
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ЗОНДОВЫМ	
АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ	
Рехвиашвили С.Ш., Шомахов З.В., Кармоков А.М.	775
НЕИТРОНО- И РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ УСТАНОВКИ НА БАЗЕ ИЯИ РАН ДЛЯ	
ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ	
Садыков Р.А., Клементьев Е.С., Кузнецов С.П., Литвин В.С., Трунов В.А., Ляпин А.Г.,	
Рябов Ю.В., Аксенов С.Н., Лебедь Ю.Б., Коптелов Э.А	777

НИЗКОЧАСТОТНЫМ ПЕРИОДИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПРИ ВОЗРАСТАЮЩЕЙ НАГРУЗКЕ	
Cajmuro R A Kuzaeuro W A Патонии A R	770
МЕТОЛИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ КРИВОЙ ЛЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПО	
РЕЗУЛЬТАТАМ КИНЕТИЧЕСКОГО ИНЛЕНТИРОВАНИЯ И СКЛЕРОМЕТРИИ	
Cмирнов C R Экземплярова F O	781
ПЕРЕЧИСЛЕНИЕ ИЗОМЕРОВ ЗАМЕШЕНИЯ ФУЛЛЕРЕНОВ [С76] И [С78] ПО	. 701
ВЕРШИНАМ РЕБРАМ И ГРАНЯМ	
Смоляков RM Соколов ΠR Нилов ΠH Гребешков $R R$	782
ИССПЕЛОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ФОТОННЫХ СТРУКТУР МЕТОЛАМИ	. 702
РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИФРАКТОМЕТРИИ	
Старков R R. Иржак Π R. Рошуркин Π R	784
ΡΑ3ΡΑΓΟΤΚΑ ΜΕΤΟΠΑ ΗΕΡΑ3ΡΥΠΙΑЮΠΕΓΟ ΚΟΗΤΡΟΠЯ ЛИНАМИКИ ИЗМЕНЕНИЯ	. 707
ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛ ЛЕЙСТВИЕМ	
ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗБУЖЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ ЯВЛЕНИЯ	
МЕХАНОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ	
$\Delta v p c_a T B C v p ж и к ов A П Осилов К Ю$	786
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕЛЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В	. 700
ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ	
Xavember C B Kyremitt C B Thicak B V	788
ОПРЕЛЕПЕНИЕ ТВЕРЛОСТИ СКАС-МОНОЛИТА МЕТОЛОМ ИНЛЕНТИРОВАНИЯ	. 700
Чепеонный АП Чепеонная НА	789
МЕТОЛИКА ОПРЕЛЕЛЕНИЯ УПРУГИХ ВЫСОКОЭЛАСТИЧЕСКИХ И	. 707
ПЛАСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОРГАНИЧЕСКОГО СТЕКЛА	
Substant Hermit A and A a	701
ОБ ОЛНОМ МЕТОЛЕ ОПРЕЛЕЛЕНИЯ КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ	. / / 1
ХЛАЛНОЛОМКОСТИ НЕКОТОРЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ СТАЛЕЙ	
Яковлееа КА Семенов ЯС Федоров СП	793
	. 775
ХШ. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ	
ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И	5 05
НАНОМА ГЕРИАЛОВ	795
MATHEMATICAL SIMULATION OF STRUCTURE MATERIAL WITH INCLUSIONS	
Temis J.M., Azmetov Kh.Kh., Zuzina V.M.	796
СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЙ ПРОГРАММНЫЙ МОДУЛЬ ДЛЯ РАСЧЁТА УСТАЛОСТНОЙ	
ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ ТЕРМОСИЛОВОМ	
НАГРУЖЕНИИ	
НАГРУЖЕНИИ Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И	. 798
НАГРУЖЕНИИ Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И	. 798
НАГРУЖЕНИИ Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ	798
НАГРУЖЕНИИ Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА	798
НАГРУЖЕНИИ Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА Адищев В.В, Шульга В.К.	798 800
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ)	798 800
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i>	798 800 802
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ	798 800 802
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	798 800 802
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i>	798 800 802 804
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ	798 800 802 . 804
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ РЕЗЬБОФОРМООБРАЗОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	798 800 802 804
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ РЕЗЪБОФОРМООБРАЗОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>Афонин А.Н.</i>	798 800 802 804 806
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ РЕЗЬБОФОРМООБРАЗОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>Афонин А.Н.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ	798 800 802 804 806
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В., Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ РЕЗЬБОФОРМООБРАЗОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>Афонин А.Н.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И	798 800 802 804 806
НАГРУЖЕНИИ <i>Агафонов С.К., Речкин В.Н., Чембаров А.И.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА <i>Адищев В.В, Шульга В.К.</i> ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) <i>Аллахвердиев Р.А.</i> МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкиши Б.А., Матолыгина Н.Ю.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ РЕЗЬБОФОРМООБРАЗОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>Афонин А.Н.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	798 800 802 804 806

РОЛЬ СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	
Балохонов Р.Р., Романова В.А	810
ЭФФЕКТ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА ПРИ ИЕРАРХИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ	
ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТОВ	~ • •
Балохонов Р.Р., Романова В.А.	811
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С	
покрытием в условиях динамического воздеиствия на поверхность	012
Балохонов Р.Р., Романова В.А.	813
ΜΑΤΕΜΑΤΝΊΕΚΑΤΕ ΟΠΝΟΑΗΝΕ ΚΟΜΠΙΟΤΕΡΗΔΙΑ ΜΟДΕЛΕΝ ΒΚЛΙΟΥΕΗΝΝ ΓΡΑΦΙΑΤΑ ΠΟΩΤΕ ΠΕΦΟΡΜΑΤΙΙΑΝ ΡΗΖΟΥΩΠΡΟΙΙΠΟΓΟ ΠΥΓΥΠΑ	
$\begin{bmatrix} Fargues \Pi & Heaves H$	<u>811</u>
ΜΟΠΕΠΙΙΡΟΒΔΗΙΙΕ ЭΦΦΕΚΤΙΙΒΗΙΙΣ ΥΠΡΥΓΙΙΣ ΧΑΡΔΚΤΕΡΙΙΟΤΙΚ ΤΡΕΧΦΔЗΗΙΙΣ	514
ΗΕΤΕΚΟΤΥΡИΡΟΒΑΗΗЫХ ΚΟΜΠΟЗИΤΟΒ ΗΔ ЭΠΟΚΟИЛΗΟЙ ΟCHOBE	
АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ	
Бардушкин В.В. Колесников В.И. Ланицкий А.В. Сычёв А.П. Яковлев В.Б. 8	816
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУТАВРОВОЙ БАЛКИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ	510
Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я., Полторацкий Л.М., Коновалов С.В., Громов В.Е 8	818
АНИЗОТРОПИЯ ФРАКТАЛЬНОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ	
ФОЛЬГ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКОЛ Fe77Ni1Si9B13 И Fe70Cr15B15	
Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Варкентин М.А., Гиляров В.Л., Корсуков В.Е.,	
Корсукова М.М., Обидов Б.А 8	819
РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ОБНАРУЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЙ В ГЛУБИНЕ ОБЪЕКТА	
Борисенко Д.И., Кусов Н.Ф 8	821
ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В СТАЛЬНОМ ОБРАЗЦЕ С ПРОРЕЗЬЮ ПРИ	
ПЛОСКОМ УДАРНО – ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ	
Буравова С.Н., Полетаев А.В., Сайков И.В.	823
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОИСТВ НА МИКРОСТРУКТУРУ КЛИНОВИДНЫХ ОБРАЗЦОВ	~ ~ ~
Галкин Е.В.	825
РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОИ ПРОКАТКЕ	
ТОНКИХ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС МЕТОДОМ РЕГРЕССИОННОГО АНАЛИЗА	000
I ароер Э.А., $Hzyouh$ И.В	820
ЭНЕРГЕТИКА КВАНТОВОГО АНГАРМОНИЧЕСКОГО ОСЦИЛЛЯТОРА ПРИ МЕХАЦИНЕСКОМ НА ГРУУКЕНИИ	
$\begin{array}{c} \text{MEXATIVECKOM TALLY KETUM} \\ \text{Furgence } P \prod C \text{Transformed } H \end{array}$	827
Т ИЛЯРОВ Б.Л., СЛУЦКЕР А.И	327
ЗАГОТОВОК В КОСОВАЛИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ПРОШИВКИ	
$Fatisfully P M Menturge \Pi R Genunu M R Medeedee F K Cmelleuro 4 C $	820
ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕННО-ЛЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛОГИХ	529
ОРТОТРОПНЫХ ОБОЛОЧЕК ОТ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА	
Григоренко А Я Яремченко Н П	830
ИНЖЕНЕРНАЯ МОЛЕЛЬ КИНЕТИКИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ВБЛИЗИ	550
КОНЦЕНТРАТОРА НАПРЯЖЕНИЙ	
Лолгоруков В.А.	832
МОДЕЛИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОГО НАГРЕВА И ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО	
СОСТОЯНИЯ АНОДА ПЛАЗМОТРОНА ОТ ДВИЖУЩЕЙСЯ ЭЛЕКТРОДУГИ	
Дутова О.С., Басин А.С	834
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ	
СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	
Жигалкин В.М., Чанышев А.И., Усольцева О.М., Семенов В.Н 8	836
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА: СТРУКТУРА,	
ЭНЕРГЕТИКА, ТВЕРДОСТЬ, ПРОЧНОСТЬ, ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА	
Заводинский В.Г Е	837

О ДВИЖЕНИИ ДОМЕННЫХ ГРАНИЦ В ПЕРЕМЕННЫХ ПОЛЯХ С УЧЕТОМ ИХ	
ОТРЫВА ОТ ДЕФЕКТОВ	
Игнатенко Н.М., Родионов А.А	. 839
ОСОБЕННОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ	
МАГНЕТИКАХ В ПОЛЯХ ИЗОТРОПНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	
Игнатенко Н.М., Родионов А.А., Мельников В.Г	. 841
ИНФОРМАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ АТОМНОЙ СБОРКИ НАНОСТРУКТУР	
Кабалдин Ю.Г., Муравьев С.Н.	. 843
ПРЕДЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЯЧЕЙКИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА	
Каюмов Р.А., Мангушева А.Р., Мухаметшин А.Т.	. 845
КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНАЯ МОДЕЛЬ МУФТЫ ИЗГОТОВЛЕННОЙ ИЗ ПОЛИМЕРА С	
ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	
Каюмов Р.А., Мухаметиин А.Т	. 847
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ	
ВЯЗКОГО И ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	
ПАДАЮЩИМ ГРУЗОМ	
Колбасников Н.Г., Боровков А.И., Зотов О.Г., Немов А.С., Лукьянов А.А.	. 849
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ	
Колбасников Н.Г., Боровков А.И., Немов А.С., Лукьянов А.А.	. 851
ПОИСК ИНВАРИАНТОВ ПРИ СОЗДАНИИ И РАЗРУШЕНИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ	
Короткевич С.В.	. 853
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИКИ КОАГУЛЯЦИОННЫХ СТРУКТУР В ДИСПЕРСНЫХ	
СИСТЕМАХ И МАТЕРИАЛАХ	
Кучин И. В.	. 854
КОМПЬЮТЕРНЫЕ МОЛЕЛИ Т-Х-Ү ЛИАГРАММ С РАССЛОЕНИЕМ РАСПЛАВА	
Луиык В.И. Зеленая А.Э.	. 856
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОЛЕЛИРОВАНИЕ ЛЕФОРМАЦИИ СТЕКЛООБРАЗНЫХ	
ПОЛИМЕРОВ	
Мазо М.А., Балабаев Н.К., Люлин А.В. , Олейник Э.Ф.	. 858
УНИВЕРСАЛЬНЫЙ ПРИНЦИП ФРАКТАЛЬНОЙ ДЕЛИМОСТИ ТВЁРДЫХ ТЕЛ И СРЕД	
Макаров П.В.	. 860
МОЛЕЛЬНЫЕ ОПЕНКИ КИНЕТИКИ ПРОПЕССОВ ПОВЕРХНОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ	
ТРУШИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ	
Маленко П.И.	. 862
РАСЧЕТ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПО	
ТЕОРИИ ПРЕЛЕЛЬНОГО РАВНОВЕСИЯ	
Мангушева А.Р.	. 864
ИЗУЧЕНИЕ НЛС В ОКРЕСТНОСТИ ВЕРШИНЫ ТРЕШИНЫ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ	
КАЧЕНИЯ МЕТОЛАМИ ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОЛЕЛИРОВАНИЯ	
Матвиенко Ю Г. Бубнов М.А.	. 866
ГЕОМЕТРИЯ СТРОЕНИЯ (МАКРО МИКРО И НАНО) СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА С	
ПОЗИНИЙ ТЕОРИИ ЭВОЛЮНИОННЫХ ЛИФФЕРЕННИАЛЬНЫХ ФОРМ	
Мельников С.В.	868
НОВАЯ ФОРМА КИНЕТИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ ЛЛЯ СТРУКТУРНЫХ ЛЕФЕКТОВ	. 000
Memore ΠC	870
ЛИФФУЗИЯ ПРИМЕСИ В ПЛАСТИНЕ В УСЛОВИЯХ ОЛНООСНОГО НАГРУЖЕНИЯ	. 070
$M_{\mu\nu}$ одайши M 4 Кидогеа 4 Г	872
ВЛИЯНИЕ ВЫТОЧЕК И УТОЛШЕНИЙ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛАСТИНЫ	. 072
ОСПАБЛЕННОЙ КОГЕЗИОННОЙ ТРЕШИНОЙ	
Muncanunoe R M Omdavege P V	873
ВЗАИМОЛЕЙСТВИЕ ТРЕШИН С КОНПЕRЬІМИ ППАСТИЦЕСКИМИ ЗОНАМИ	. 075
В ПОЛОСЕ ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛИНИНЫ	
	871
ΙΥΙΔΡΟΔΙΑΜΟΘΙΥΙ.Δ	. 0/4
ΠΡΕΠΡΑ 3ΡΥΠΙΕΗΝΑ ΠΡΙΛΗΕΡΑ ΒΗΟΜΕΡΗΟΜ ΤΕΜΠΕΡΑ ΤΥΡΗΟΜ ΠΟΠΕ	
Mycmadiaee 4 F	876
мустифиев А.Д.	. 070

СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ. І.СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПУЧКА	
Новоженова О.Г	. 878
СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРИРОВАННЫХ	
МАТЕРИАЛОВ. ІІ.КИНЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПУЧКА	
Новоженова О.Г.	. 879
ДИСКРЕТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СИСТЕМ С ТЕРМОБАРЬЕРНЫМИ	
ПОКРЫТИЯМИ: ПРИЛОЖЕНИЕ МЕТОДА ВОЗБУДИМЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ	
Панин В.Е., Моисеенко Л.Л., Максимов П.В., Бикинеев Г.Ш.,	. 880
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НАНОМАТЕРАЛОВ	882
МОЛЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НЕУПРУГОГО ЛЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВИ	. 002
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ	
	881
	. 004
	006
	. 000
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ЛЕДЯНОГО ПОКРОВА НА РЕКАХ	000
	. 000
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ КАСКАДОВ АТОМНЫХ	
СОУДАРЕНИИ В КРИСТАЛЛИТАХ ВАНАДИЯ	000
псахье С.1., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.	. 890
ПРЕДЕЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И	
РАЗРУШЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	000
<i>Романов А.Н.</i>	. 892
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ СО СВАРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ НА	
МЕЗО- И МАКРОУРОВНЯХ	004
Романова В.А., Балохонов Р.Р.	. 894
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА	
ПОВЕРХНОСТИ И В ОБЪЕМЕ ТРЕХМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ	000
Гоманова В.А., Балохонов Р.Р.	. 890
ПРОГРАММНЫЙ РАСЧЕТ УПРАВЛЕНИЯ ШИРИНОЙ ПЕТЛИ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ	
ДИНАМИЧЕСКОИ СТАБИЛИЗАЦИИ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ	000
Рудыи В.В., Антонюк В.Е.	. 898
МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕИСТВИЯ ТРЕЩИНОВИДНЫХ ПОЛОСТЕИ В	
РАВНОМЕРНО ВРАЩАЮЩЕМСЯ ГОРЯЩЕМ ТВЕРДОМ ТОПЛИВЕ	000
Рустамов Б.Э.	. 899
ДИССИПАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКОИ ЭНЕРГИИ В МАТЕРИАЛАХ С ВЫСОКИМ	
ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ НИЗКОЭНЕНРІ ЕТИЧЕСКИХ КОНТАКТНЫХ	
воздеиствиях	0.01
Савенко В.И.	. 901
РАСЧЕТ ИНТЕНСИВНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ОСТАТОЧНОИ ВМЯТИНОИ С	
ЭЛЛИПТИЧЕСКИМ КОНТУРОМ	000
Сидякин Ю.И., Трунин А.В.	. 903
МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИИ СПЛАВА АМГ6 С УЧЕТОМ ДИНАМИЧЕСКОГО	
ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ	
Смирнов А.С., Коновалов А.В.	. 905
МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ АДДИТИВНЫХ СХЕМ НА ОСНОВЕ РАЗБИЕНИЯ	
МНОГОУГОЛЬНЫХ ЧИСЕЛ ТРЕУГОЛЬНИКА ПАСКАЛЯ	
Смоляков В.М., Соколов Д.В., Нилов Д.Ю., Поляков М.Н.	. 907
ВЫБОР АЛГОРИТМА ИДЕНТИФИКАЦИИ ДЛЯ ОБЪЕДИНЕНИЯ	
ПЕРЕКРЫВАЮЩИХСЯ ИЗОБРАЖЕНИИ ПРИ ИЗМЕРЕНИИ ДЕФОРМАЦИИ	
Солодушкин А.И., Кибиткин В.В., Плешанов В.С	. 909
ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ БАЛОК С УСИЛИВАЮЩИМ	
СЛОЕМ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА	
Табанюхова М.В.	. 911

I. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА НАНО-, МИКРО-, И МАКРОУРОВНЯХ. СТАДИЙНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ
EVOLUTION OF DISLOCATION SUBSTRUCTURES UNDER LOW- AND HIGH CYCLE FATIGUE LOADING TO FAILURE OF STEELS

Konovalov S.V., Kovalenko V.V., Ivanov Yu.F.*, Kozlov E.V.**, Gromov V.E.

Russia, Siberian State University of Industry, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru *Russia Institute of High Current Electronics Russian Academy of Sciences e-mail: yufi@mail2000.ru **Russia, Tomsk State University of Architecture and Building, E-mail: kozlov@tsuab.ru

Knowledge of the ways of dislocation evolution and their substructures forms the basis of the determination of the physical nature of strength, plasticity and failure of steels and alloys. Such general trends have been established for the most of the known materials under common types of deformation within the wide range of rates and temperatures (resistive loading, compression, extension, creep, etc). Data on the quantitative analysis of the transformation of dislocation substructure types in the process of fatigue loading in steels of different structural classes are practically not available. However, it is the dislocation substructure transformation that allows to evaluate the approach of the occurrence of the critical stage of failure under the alternating load and to predict it. It is especially important, because the service of many critical parts, structures and machines is performed in the operating conditions of fatigue loads which inevitably lead to damage accumulation, expiration of service life and failure. The fatigue behavior of steels and alloys is one of the intensively studied phenomena in the modern solid state physics.

The object of the present work was to identify the ways and regularities of dislocation substructure evolution in steels of different structural classes: austenite (0.8Cr18Ni10Ti, 0.45Mn17Al3) ferrite-perlite (0.60MnSi2) and martensite (0.60MnSi2) under low and highcycle fatigue tests up to failure. Comparative investigations of the material in the initial state, loaded up to the intermediate stage (N₁) and in the failed state (N₂) have been curried out by the methods of transformation electron microscopy (TEM).

In the initial state after the preliminary processing of steel 0.8Cr18Ni10Ti the main type of dislocation substructure (0.75 by volume) is the chaotic one, netlike and cellular ones are also present. Under lowcycle fatigue loading up to N₁=8000 loading cycles the volume fraction of chaos is reduced to 0.35, but netlike, cellular and fragmentary fractions constitute 0.25; 0.25 and 0.15 respectively.

The investigations of dislocation substructure have shown that in the process of fatigue tests up to N₂=13000 cycles the cellular and fragmentary substructures are formed in the region of the material adjacent to the failure surface. The volume fraction of fragmentary substructure is 0.55 at the value of dislocation density in it $1 \cdot 10^{10}$ cm⁻². The volume fraction of cellular substructure is 0.45 at ρ =1.7 $\cdot 10^{10}$ cm⁻². The average density of dislocation in the specimen is $1.32 \cdot 10^{10}$ cm⁻². It is evident, that at the initial test cycles the cellular substructure is formed which later is transformed to fragmentary one.

The density of free dislocation in fragmentary substructure seems to be lower, because part of dislocations goes to subgrain formation. Microcracks may be formed and propagated on the boundaries of cells and especially, disoriented fragments.

Under highcycle fatigue loading up to $N_1=10^5$ cycles, the chaotic (0.12), netlike (0.67), ball-cellular (0.15) and cellular-netlike (0.06) dislocation substructures are formed at the average scalar dislocation density of $2.1 \cdot 10^{10}$ cm⁻². Upon the fatigue failure (N=1.7 \cdot 10^5 cycles) the netlike dislocation substructure is the predominant type with a small volume fraction of ball-netlike and cellular-netlike varieties. Scalar dislocation density is distributed in the following manner: $4.9 \cdot 10^{10}$ cm⁻² in netlike, $4.5 \cdot 10^{10}$ cm⁻² in ball and $2.5 \cdot 10^{10}$ cm⁻² in the cellular (dislocation substructures). The fragmentary dislocation substructure underlieing the microcrack formation in not formed. The reason of their initiation is the boundaries of TiC- γ matrix, austenite – ϵ -martensite. Thus, under more intensive lowcycle fatigue loading in comparison with high cycle one the fragmentary dislocation substructure has sufficient time to be formed and contribute to failure.

In the initial state of austenite high-manganese steel 0.45Mn17Al3 with the different value of energy of packing defect in comparison with steel 0.8Cr18Ni10Ti the chaos (0.1), nets (0.2) and fragments (0.7) are present with the values of scalar dislocation density of $0.65 \cdot 10^{10}$ cm⁻², $1.3 \cdot 10^{10}$ cm⁻² and $0.5 \cdot 10^{10}$ cm⁻², respectively. Upon fatigue tests of steel (N₁=7 $\cdot 10^4$ cycles) the substructure of dislocation chaos is transformed into netlike dislocation substructure. In this case, the volume fraction of fragmentary substructure reduces. Steel deformation is accompanied by the increase of scalar dislocation density to $1.8 \cdot 10^{10}$ cm⁻² in the netlike substructure and to $1.1 \cdot 10^{10}$ cm⁻² in the fragmentary one.

In the zone of fatigue crack growth upon failure ($N_2=10.2 \cdot 10^4$ cycles) the relative content of substructure types is the following: dislocation chaos occupies 0.18 by foil volume, the netlike substructure - ~ 0.42 and fragmentary ~0.40. Analysis of quantitative parameters of dislocation substructure allows to state that fatigue loading is accompanied by the following scheme of transformation: dislocation chaos – netlike – fragmentary. Under fatigue loading the deformation ε -martensite is formed in the material and instead of

development of microcracks along the disoriented boundaries of the deformation origin (typical of material failure without twins and ε -martensite) the more advantageous one is the microcrack development along interface γ - ε boundaries.

In the initial state of steel 0.60MnSi2 with ferrite-perlite structure the dislocation substructure as chaos (0.75) and nets (0.25) is observed. The average scalar dislocation density is less than 10^9 cm^{-2} in the ferrite constituent of perlite colonies and $7 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ in grains of free ferrite. Under loading to N₁=50000 cycles the fatigue tests have resulted in the increase of scalar dislocation density: in the ferrite grains it is ~1.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}, in the ferrite constituent of perlite - $\sim 1 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

Dislocation substructure evolves from chaos and nets to ball-like – netlike and cellular. In the failed material (N₂=71000) the scalar dislocation density is increased to $4 \cdot 10^{10}$ cm⁻². Evolution of dislocation substructure is finished at the intermediate stage and practically does not participate in steel failure. Presence of carbide particles is revealed on grain boundaries, it is in these regions that micropores and microcracks are formed and the main crack is developed.

In steel 0.60MnSi2 hardened from austenization temperature the structure of package-type and lamellar martensite is formed. The main type of dislocation substructure is net-like one. Evolution of dislocation substructure in steel with martensitic structure under highcycle fatigue is largely determined by structure-phase transformations in martensite and carbide subsystems.

Scalar dislocation density and amplitude of curvature-torsion of crystal lattice are increased not in a monotonous way but in a correlative way to $5.8 \cdot 10^{10}$ cm⁻² and $0.75 \cdot 10^5$ cm⁻¹ respectively, in the failed state of N₂=146000 cycles. The type of dislocation substructure is practically not changed and does not participate in failure.

Work is executed in accordance with Grant President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists (project of № MK-869.2008.8).

СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ОЦК МЕТАЛЛОВ

Алехин О.В.

Московский государственный индустриальный университет

Alekhin O.

Представлен анализ литературных данных по влиянию свободной поверхности на структурные закономерности деформации приповерхностных и внутренних объемных слоев материалов.

На примере металлических материалов с ОЦК решеткой (молибден и армко-железо) получено методами просвечивающей электронной микроскопии, микротвердости, рентгеновского скользящего пучка, внутреннего трения, акустической эмиссии, резерфордовского обратного рассеяния протонов, что эта закономерность подтверждается.

Приведен анализ литературных данных, который показывает противоречивость экспериментальных результатов о поведении поверхностных слоев в процессе деформации по сравнению с внутренними объемными слоями материалов. Одни авторы утверждают, что поверхностный слой в процессе деформации упрочняется в большей мере. Другие считают, наоборот, что поверхностные слои упрочняются в меньшей мере, чем внутренний объем материала. Третьи констатируют равную степень упрочнения поверхностных и объемных слоев.

Для того, чтобы выяснить, какая из перечисленных точек зрения является верной, были произведены послойные измерения микротвердости, а также послойный электронномикроскопические исследования, характер распределения дислокаций по поперечному сечению образцов на разных стадиях деформации. При этом было показано, что микродеформация металла начинается на псевдоупругой стадии деформирования до достижения макроскопического предела текучести и протекает преимущественно в приповерхностных слоях материала на глубине 40-80 мкм, не затрагивая его внутренние объемные слои.

В результате на начальной стадии деформирования вблизи свободной поверхности образуется градиент от повышенной плотности дислокации, который оказывает существенное влияние на общую кинетику деформационного упрочнения образцов в целом. Установлено, что преимущественный вклад в кинетику формирования «зуба текучести» обусловлен процессами термоактивируемого разложения дислокаций на псевдоупругой стадии деформации, протекающей в основном в приповерхностных слоях материала.

Методом резерфордовского обратного рассеяния протонов измерен истинный профиль распределения дислокаций по глубине деформированного слоя в монокристаллическом молибдене. Наличие максимума плотности дислокаций на некоторой глубине от поверхности обусловлена релаксацией дислокационной структуры в результате действия дислокационных сил изображения.

ФОРМА ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И МИКРОВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЗЁРЕН В ГПУ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ

Богданов Е.П., Шкода И.А.

Россия, Волгоградский кооперативный институт, КТИ (филиал ВолгГТУ) bogdanov_ep@list.ru

THE FORM OF FAILURE SURFACE AND MICROINTERACTION OF GRAINES IN HCP POLYCRYSTALS

Bogdanov E. P., Shkoda I. A.

Russia, Volgograd cooperative institute, KTI (branch of the VolgSTU) bogdanov ep@list.ru

The statistical criterion of focused destruction offered earlier is analyzed.

The polycrystals with hexagonal by the densely packed crystal lattice are considered.

The interrelation of the form of a surface destruction with statistical parameters which are included in criterion is shown. These parameters are determined on model of a polycrystal. They allow to estimate microstress dispersion for an any kind of the intense condition.

Анализируется статистический критерий ориентированного разрушения, предложенный ранее. Рассматриваются поликристаллы с гексагональной плотно упакованной кристаллической решёткой.

Показана взаимосвязь формы поверхности разрушения со статистическими параметрами, входящими в критерий. Эти параметры определены на модели поликристалла. Они позволяют оценить дисперсию микронапряжений для произвольного вида напряжённого состояния.

Рассмотрены особенности формирования поверхностей разрушения для поликристаллов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решёткой для статистического критерия ориентированного разрушения [1,2]. При его получении предполагалось, что микротрещины возникают на площадках ортогональных σ_1 . Использован локальный критерий прочности $\xi_{11} \leq \xi_c$, что является приемлемой гипотезой, когда кристаллиты-зёрна обладают малой прочностной анизотропией. Например, когда они не имеют особых плоскостей спайности (отдельности) или, напротив, имеют большое число таких плоскостей. Условие ориентированного разрушения имеет вил:

$$\chi \sqrt{P\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 + 2Q(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3) + 2F\sigma_2\sigma_3} + (1 - \chi \sqrt{P})\sigma_1 = \sigma_p$$
 (1)
где $\chi = \frac{\sigma_p}{\sigma}$, а σ_p, σ_c - истинные разрушающие напряжения при растяжении и сжатии,

$$P = \frac{D(\overline{\xi}_{11}^{1})}{D(\overline{\xi}_{12}^{2})}, Q = \frac{\operatorname{cov}_{12}(\overline{\xi}_{11}^{1}\overline{\xi}_{11}^{2})}{D(\overline{\xi}_{12}^{2})}, F = \frac{\operatorname{cov}_{23}(\overline{\xi}_{11}^{2}\overline{\xi}_{11}^{3})}{D(\overline{\xi}_{12}^{2})}.$$
Здесь $D(\overline{\xi}_{11}^{k})$ дисперсии, $\operatorname{cov}_{km}(\overline{\xi}_{11}^{k}\overline{\xi}_{11}^{m})$ ковариации

 $P = \frac{1}{D(\overline{\xi}_{11}^2)}, \mathcal{L}$ $D(\xi_{11}^2)$ $D(\xi_{11}^2)$ $D(\xi_{11}^2)$ микронапряжений $\overline{\xi}_{11}^k$, коллинеарных главному макроскопическому напряжению σ_1 .

Подкоренное выражение в критерии (1) является зависимостью дисперсии микронапряжений ξ_{11} от вида напряженного состояния [1], отнесённой к $D(\bar{\xi}_{11}^2)$. Для поликристаллов с кубической кристаллической решёткой параметры Р, Q, F, определённые на модели поликристалла с использованием гипотезы Фойгта об однородности деформаций, являются константами [1]. Расчёт микронапряжений на модели поликристалла методом конечных элементов [1] для большого числа материалов дал сравнительно узкий интервал разброса значений P, Q и F, что позволило представить критерий (1) в более компактной форме [2], включающей в себя только два структурночувствительных параметра. Однако, как показали проведённые расчёты для поликристаллов с ГПУ решёткой, величины параметров P, Q, F для материалов этого типа резко отличаются. На рис. 1 (a, б) показано изменение дисперсий коэффициентов концентрации нормальных напряжений ξ_{11}/σ_1 в зависимости от вида напряжённого состояния для поликристаллов Ве, Ті. На основании куба в квадратных скобках

указаны показатели напряженного состояния, заданные соотношением главных нормальных макроскопических напряжений σ_2/σ_1 и σ_3/σ_1 . Центр основания куба соответствует одноосному

растяжению, когда [0, 0]. Видно, что закономерности для рассмотренных материалов существенно отличаются.



Рис. 1 Зависимость дисперсии напряжений от вида напряжённого состояния для поликристаллов с ГПУ кристаллической решёткой: а) бериллий; б) титан.

Для выявления их роли в формировании формы поверхности прочности при $\chi = 0,25$ определена относительная прочность σ_1 / σ_p для трёхосного гидростатического растяжении и для двухосного растяжения $\sigma_1 = \sigma_2$, а также σ_2 / σ_p для двухосного сжатия..

Для всех рассмотренных материалов $\rho_{12}(\bar{\xi}_{11}^1\bar{\xi}_{11}^2) < 0$, причём, чем меньше ρ_{12} , тем больше прочность при двухосном (рис. 2) и трёхосном растяжении. Заметим, что чем меньше $\rho_{12}(\bar{\xi}_{11}^1\bar{\xi}_{11}^2)$, тем больше $\rho_{23}(\bar{\xi}_{11}^2\bar{\xi}_{11}^3)$. Величина ρ_{23} определяет прочность при двухосном сжатии, причём, чем она меньше, тем прочность больше (рис. 2). Увеличение прочности при уменьшении ρ_{12} и ρ_{23} , когда главные макронапряжения имеют одинаковый знак, связано с тем, что взаимодействие зёрен при отрицательных коэффициентах корреляции приводит к уменьшению концентрации растягивающих микронапряжений ξ_{11} по сравнению с одноосным растяжением.



Рис. 2 Теоретические контуры разрушения, соответствующие критерию (1), при плоском напряжённом состоянии при χ =0,25, построенные для параметров P, Q, F полученных для бериллия, титана, цинка и иттрия.

Можно видеть, что особенности взаимодействия зёрен в поликристаллах с ГПУ решёткой могут сильно влиять на чувствительность материала к виду напряжённого состояния и концентрации напряжений.

Библиографический список

1. Багмутов В. П., Богданов Е. П. Микронеоднородное деформирование и статистические критерии прочности и пластичности: Монография/ ВолгГТУ. – Волгоград, 2003. -358 с.

2. Багмутов В. П., Богданов Е. П. О возможности учёта типа кристаллической решётки и анизотропии прочности зёрен в критериях разрушения. Проблемы машиностроения и надёжности, №1. 2004. С. 24-30.

DFMN-2009

КИНЕТИКА ДЕГРАДАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Беженов С.А.

Украина, Запорожский национальный технический университет, bezhenov@zntu.edu.ua

KINETICS OF THE DEGRADATION OF THE METALIC STRUCTURAL MATERIALS UNDER THE HIGH-CYCLIC FATIGUE

Bezhenov S.A.

Summary. The results of investigation of the kinetics of degradation of structural and low-alloys steels under the high-cycle fatigue conditions have been presented on the basis of synergetic approach. The correlation between the main fatigue resistance characteristics and the morphology peculiarities of the materials investigated on the different structure scale levels has been found.

Успешное решение задачи создания конкурентноспособной конструкции возможно при умении оценить работоспособность ее элементов и предвидеть возможность их разрушения, что обеспечивается надежными методами определения их характеристик прочности. В последнее время все более острой становится проблема разработки методов прогнозирования эволюции сложных систем, к которым можно отнести все конструкционные материалы, так как традиционные теории исчерпали свои возможности. Мощный стимул для решения этой проблемы дает синергетика, с позиций которой деградация конструкционных материалов может рассматриваться как эволюция сложных неравновесных самоорганизующихся систем. При этом на передний план выступает задача исследования возможностей управления самоорганизацией сложных систем, для решения которой требуется интеграция усилий специалистов разных отраслей науки (металлургов, физиков, металловедов, механиков).

Самоорганизация связана со способностью системы моделировать (т.е. сжимать до алгоритмов минимальной длины) окружающую среду, а также части самой себя, что требует существования кода или процедуры отображения между разными уровнями структурной иерархии материала. Поэтому для понимания самоорганизации, а, следовательно, и для управления этим процессом необходимо одновременное рассмотрение структуры материала, по крайней мере, на двух иерархических уровнях, ибо взаимно однозначное отображение не порождает самоорганизацию.

В настоящее время достаточно хорошо изучена структура конструкционных материалов на масштабном уровне зерна: влияние его размеров на прочность материала достаточно хорошо описывается зависимостью Холла-Петча. Однако, эта зависимость не всегда применима, например, для недисперсных фибриллярных мартенситных структур. Не объясняет эта зависимость также эффект поверхностного пластического деформирования металла.

В данной работе исследовалась кинетика деформации и разрушения конструкционных металлических материалов с различной технологической наследственностью в условиях многоцикловой усталости как эволюция сложных неравновесных диссипативных систем на разных масштабных структурных уровнях с целью установления механизмов процесса усталости и определения основных параметров, контролирующих этот процесс. Исследовались образцы углеродистых сталей с различным процентным содержанием углерода и малолегированных сталей с различным количеством легирующих компонентов.

Особенности морфологии сплавов определялись металлографическими исследованиями при 500-кратном и 5000-кратном увеличении. Механизмы деформации и разрушения сплавов исследовались методами рентгено-структурного анализа, травления ямок и акустической эмиссии.

Резюме. Установлены особенности морфологии сплавов при 5000-кратном увеличении, определяющие их механическое поведение при циклическом нагружении. Показано, что основными характеристиками сопротивления усталости сплавов являются координаты полюса кривых усталости, угол их наклона к осям координат и напряжение точки перелома кривой усталости. Подтверждено действие дислокационного механизма в процессе деформирования сплавов. Установлено существование леса заторможенных дислокаций вокруг перлитных пакетов в углеродистых сталях, толщина которого определяет сопротивление усталости материала. Установлена зависимость угла наклона кривых усталости от структуры сплава. Показано, что перелом кривой усталости обусловлен потерей устойчивости и сменой механизма деформации материала. Предложено процесс усталости материала, напряженность которого существенно отличается от напряженности матрицы и превышает критическое значение, обуславливающее смену механизма диссипации.

УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ И УПРУГИЕ ПОСТОЯННЫЕ ВТОРОГО И ТРЕТЬЕГО ПОРЯДКА ВАНАДИЯ В МЕГАБАРНОМ ДИАПАЗОНЕ Бондаренко Н.Г., Векилов Ю.Х., Красильников О.М.

Россия, ГТУ «Московский институт стали и сплавов», omkras@mail.ru

EQUATIONS OF STATE AND SECOND AND THIRD ELASTIC CONSTANTS OF VANADIUM IN THE MEGABAR RANGE.

N.G. Bondarenko, Yu.Kh. Vekilov, O.M. Krasilnikov

We present the calculations of the equations of state and second and third-order elastic constants for vanadium, in the context of DFT methods in a wide range of pressures. According to our estimates the phase instability conditions: $C_{44} - P = 0$ and the third-order invariant $C_{456} + 3P = 0$ (C_{44} and C_{456} - isothermal Bruggers elastic constants, P-pressure), should be met at pressure range 60-70 GPa. Accordingly, this transition can be defined as a second-order phase transition. Our results agree to recent experimental data, according to which in vanadium take place bcc \Rightarrow rhombohedral phase transition at P = 63-69 GPa and room temperature.

В настоящее время накоплен большой объем экспериментальных данных о структурных превращениях в простых элементах в мегабарном диапазоне, имеющих при атмосферном давлении кубическую решетку. При этом вопреки стандартным кристаллохимическим представлениям. согласно которым при сжатии должно происходить уплотнение решетки, происходит декомпактизация кристаллической решетки с понижением симметрии системы. Учитывая, что данные процессы протекают в материалах при таких высоких давлениях, которые по величине сравнимы с упругими постоянными исследуемых веществ, можно полагать, что причиной таких переходов является потеря устойчивости кристаллической решетки под давлением по отношению к однородным деформациям. Такие переходы получили название деформационных фазовых переходов. В работах [1] показано, что флуктуации при такого типа переходах не играют существенной роли, и поэтому могут быть рассмотрены в рамках теории фазовых переходов Ландау [2], где параметром порядка служат компоненты тензора деформаций. Отличительной особенностью деформационных переходов под давлением является то, что они могут быть как первого, так и второго рода. Однако до последнего времени экспериментально фазовые превращения под давлением наблюдались как переходы первого рода. Важной вехой в исследовании этого класса структурных превращений стало экспериментальное обнаружение фазового перехода в ванадии при Р≈69 ГПа [3]. Этот процесс обусловлен ромбоэдрической деформацией ОЦК решетки, которая является результатом «смягчения» упругого модуля C₄₄, и, по мнению авторов [3], представляет собой фазовый переход второго рода.

В настоящей работе представлены результаты расчета уравнения состояния, упругих модулей второго и третьего порядка ванадия. В рамках теории фазовых переходов Ландау проведен анализ устойчивости его ОЦК решетки под давлением и рассмотрен возможный тип фазового перехода.

Разложение энергии, приходящейся на единицу недеформированного объема V_0 кристалла, соответствующего давлению P, в ряд по компонентам лагранжева тензора конечных деформаций η_{ij} имеет вид [4]:

$$\frac{E(\eta)}{V_0} = \frac{E(0)}{V_0} + T_{ij}\eta_{ij} + \frac{1}{2}C_{ijkl}\eta_{ij}\eta_{kl} + \frac{1}{6}C_{ijklmn}\eta_{ij}\eta_{kl}\eta_{mn} + \dots,$$
(1)

где $E(\eta)$ и E(0) - энергии кристалла в деформированном и недеформированном состояниях, T_{ij} термодинамические напряжения, C_{ijkl} , C_{ijklmn} - браггеровские упругие постоянные второго и третьего порядков при давлении P и T = 0K. Давление и упругие постоянные могут быть найдены как первая, вторая и третья производные от энергии по соответствующим компонентам тензора конечных деформаций. Расчет полной энергии системы базировался на методе функционала плотности, в частности, на его реализации, в виде программного пакета VASP [5]. Вычисления проводились с использованием PAW [6] потенциалов, обменно-корреляционные эффекты учитывались, в приближении локальной плотности (LDA). Волновые вектора для интегрирования по неприводимой зоне Бриллюэна были сгенерированы методом Манкхорста-Пака [7], при этом использовались k-точки из набора 32х32х32. Для интегрирования базисных волновых функций использовалось уширение Метфесселя-Пакстона [8] равное 0.175 эВ, при максимальной энергии обрезания волновых функций, равной 600 эВ. Критерий сходимости при решении самосогласованных

уравнений, был выбран равным 10⁻⁵ мЭв. Производные от энергии находились численным дифференцированием.

На рис. 1 представлены результаты расчета уравнения состояния для ванадия. Отметим что при низких давлениях, наблюдается хорошее согласие с экспериментом [3], и с работой [9], где теоретический расчет уравнения состояния проводился другим методом. При давлениях выше 70 ГПа небольшое отклонение результатов расчета от экспериментальных данных можно объяснить тем, что при этих давлениях ванадий имеет ромбоэдрическую структуру, а расчет проведен для ОЦК решетки.

На рис. 2. представлена зависимость условия устойчивости $C_{44} - P > 0$ [4]от давления (упругие постоянные на графиках даны в обозначения Фойгта). Видно, что при давлениях 60-70 ГПа величина $C_{44} - P$ проходит через нуль, что свидетельствует о потере устойчивости ОЦК решетки относительно сдвиговых деформаций $\eta_{12} = \eta_{13} = \eta_{23}$ В результате такой деформации ОЦК решетка переходит в ромбоэдрическую.

На рис.3 показана зависимость кубического инварианта в разложении (1) от давления. В этом же интервале (60-70 ГПа) величина $C_{456} + 3P$ близка к нулю. Это указывает на то, что рассматриваемый переход может быть переходом второго рода.

Таким образом, определены уравнение состояния и упругие постоянные второго и третьего порядка ванадия в интервале давлений 0-1800 ГПа. Показано, что фазовый переход под давлением, наблюдаемый в ванадии в при 63-69 ГПа, является деформационным переходом второго рода.





Рис.1. Уравнение состояния ванадия, крестиком отмечены экспериментальные данные [5]

Рис. 2. Зависимость C₄₄-Р от давления, для ванадия. На графике отмечены расчетные точки



Рис. 3. . Зависимость С₄₅₆+ЗР от давления, для ванадия

Литература:

- 1. Хмельницкий Д. Е. ФТТ 16 3188 (1974); Cowley R. A. Phys. Rev. B 13 4877 (1976);
- Folk R., Iro H., Schwable F. Phys. Rev. B 20, 1229 (1979).
- 2. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Статистическая физика Ч.I (М.: «Наука» 1976).
- 3. Ding Y., Ahuja R., Shu J. et al. Phys. Rev. Lett. 98 085502 (2007).
- 4. Wallace D. C. Solid State Phys. 25 301 (1970).
- 5. Kresse G, Hafner J. Phys. Rev. B 47, 558 (1993).
- 6. Kresse G., Joubert D. Phys. Rev. B 59, 1758 (1999).
- 7. Monkhorst H. J., J.D. Pack J.D.. Phys. Rev. B. 13 5188 (1976).
- 8. Methfessel M., Paxton A.T. Phys. Rev. B 40, 3616 (1989).
- 9. Landa A., Klepeisa J. et al. Journal of Physics and Chemistry of Solids 67 2056 (2006)

ПРОЦЕССЫ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖЛЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕЗОКОМПОЗИТА.

Бондарь М.П., Карпов Е.В., Мержиевский Л.А.

Россия, Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр-т Лаврентьева, 15, г. Новосибирск. bond@hydro.nsc.ru

PROCESSES OF DAMAGE ACCUMULATION AT DEFORMATION OF MESOCOMPOSITE. Bondar M.P., Karpov E.V., Merzhievskij L.A.

The results of experimental researches on cyclic compression of mesocomposite material are submitted Mechanical properties of new mesocomposite essentially exseeded properties of composites matrix.

В работе представлены результаты экспериментальных исследований по циклическому и однократному одноосному сжатию мезкомпозитного (МК) материала, представляющего собой металлическую матрицу с распределенными в ней включениями-агломератами. Использовалось два типа матрицы на медной основе – обычная медь и внутреннеокисленная медь, являющаяся дисперсноупрочненным сплавом Cu -3,506% Al₂O₃. Агломераты - включения размером от 5 до 100мкм имеют состав 60%Cu – 40%TiB₂. Диборид титана находится в меди в виде наночастиц размером до 100нм.

Композит подвергался механическим испытаниям на сжатие и на циклическое сжатие. Полученные диаграммы деформирования позволяют судить об особенностях поведения материала при сжатии и о накоплении остаточной деформации. Ввиду относительно малого количества циклов (не более 20000) усталостного разрушения материала не происходило.

В микроструктурных исследованиях, проводившихся с помощью сканирующего электронного микроскопа, особое внимание уделялось анализу границы «матрица - включение». Здесь следует отметить, что основой включения и матрицы является один и тот же металл.

Микроструктура материала, как в исходном состоянии, и после высокотемпературной обработки и механических испытаний сохраняет характерные признаки композиционного материала – «матрица – включения» [1]. Границы «матрица - включение» материала, полученного компактированием при больших пластических деформациях (є>3000%) содержат следы большой сдвиговой деформации в матричном материале. Особый интерес представляют процессы, протекающие на границе «матрица – включение», т.к. основой включения и матрицы является один и тот же металл.

Изменения микроструктуры МК после разных видов механических испытаний позволяют предполагать, что основная роль в деформировании МК принадлежит механизму диффузионной пластичности. Активное проявление этого механизма при комнатной температуре определено особым строением микроструктуры включений.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Президиума РАН по проекту №13.6, Интеграционных проектов СО РАН №1 и №115.

- 1. 1. Бондарь М.П, Корчагин М.А. Ободовский Е.С. Панин С.В.Лукьянов Я.Л.
 - «Мезоструктурный материал с включениями, содержащими нано-кристаллические частицы, полученный квазидинамическим методом прессования.»// «Физическая Мезомеханика», 2008, т.11, №6, с. 39-44.

ДУАЛИЗМ ВЛИЯНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ ЛЕСА НА РАЗВИТИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н.

Украина, Харьковский гуманитарно-педагогический институт. bosin@yandex.ru

THE DUALISM IN THE INFLUENCE OF THE LOCATION OF WOODS ON THE DEVELOPMENT OF TWINNING IN THE CRYSTALS OF ZINC M.E. Bosin, F.F. Lavrentev, V.N. Nikiforenko. Ukraine, Kharkiv humanitarian – pedagogical institute.

The results of experimental researches of the development on the influence of dislocations in the systems $\{0001\}\langle 11\overline{20}\rangle, \{11\overline{22}\}\langle \overline{11}\overline{23}\rangle$ on the twinning of single crystals of zinc are listed in this article. The crystallographic analysis explains the received results very good.

Дислокациями леса принято называть дислокации, расположенные в системах скольжения, пересекающих действующие системы скольжения или двойникования. При двойниковании ГПУ кристаллов дислокациями леса являются базисные дислокации (система $\{0001\}\langle 11\overline{2}0\rangle$), пирамидальные дислокации (система $\{11\overline{2}2\}\langle \overline{1}\ \overline{1}\ 23\rangle$) и призматические дислокации (система $\{10\overline{1}0\}\langle 11\overline{2}0\rangle$). В данной работе представлены результаты эксперимента и результаты кристаллогеометрического анализа взаимодействия границ двойников (двойникующих дислокаций) с базисными и пирамидальными дислокациями леса при переходе последних из материнского кристалла в двойник.

Монокристаллы цинка чистотой 99,997% выращивались методом направленной кристаллизации. Плотность дислокаций леса изменялась в диапазоне от 10^3 см⁻² до 10^7 см⁻² как для системы $\{0001\} < 11\overline{2}0 >$ (базисный лес), так и для системы $\{11\overline{2}2\} < 11\overline{2}3 >$ (пирамидальный лес). Иногда удавалось получать монокристаллы с плотностью базисного леса от 10^2 до 10^8 см⁻². Базисные дислокации вводились в кристалл предварительной контролируемой деформацией сдвигом в системе базисного скольжения, а пирамидальные дислокации вводились сжатием вдоль [$11\overline{2}0$] (в этом случае базисное скольжение запрещено). Двойники вводились в образец посредством индентора на плоскости (0001) или возникали при раскалывании монокристаллов при температуре жидкого азота. Двойники пронизывали всё сечение кристалла и имели некогерентные границы. Непосредственное исследование дислокационной структуры кристаллов велось методом избирательного химического травления.

Характерный вид фигур травления на пл. (0001), где выявлялись винтовые компоненты пирамидальных дислокаций, показан на рис. 1. Базисные дислокации выявились после травления пл. (1010) - рис. 2.



(a) $N_P \sim 10^3 \text{cm}^{-2}$ (b) $N_P \sim 10^7 \text{cm}^{-2}$ (c) $N_B \sim 10^6 \text{cm}^{-2}$ (c) $N_B \sim 10^7 \text{cm}^{-2}$

На рис. 3 представлены зависимости скорости установившейся ползучести двойникових границ от напряжения сдвига в системе двойникования при различных плотностях базисных N_B и пирамидальных N_P дислокаций леса.

Из рис. 3 видно, что увеличение плотности пирамидальных дислокаций леса N_P на порядок



(от 10⁴ до 10⁵ см ⁻²) при постоянной плотности базисных дислокаций $(N_B \approx 10^8 \text{ см}^{-2})$ приводит к уменьшению скорости ползучести почти в 2 раза (кривые 3 и 2). Несколько менее чувствительной оказывается скорость ползучести к изменению плотности базисных дислокаций N_B: при т = 8,5 МПа изменению скорости ползучести в 2 раза соответствует изменение N_B на три порядка (кривые 1,2). Однако более интересным кажется не количественное, а качественное различие во влиянии пирамидальных и базисных дислокаций на скорость ползучести двойниковых границ. Если росту плотности пирамидальных дислокаций соответствует уменьшение скорости ползучести, то увеличение N_в приводит к ее возрастанию. Для понимания такого различия необходимо проанализировать характер базисных взаимодействия пирамидальных и дислокаций С двойникующими дислокациями.

Рис. 3

(1) - $N_B \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$, $N_P \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$ (2) - $N_B \sim 10^8 \text{ cm}^{-2}$, $N_P \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$ (3) - $N_B \sim 10^8 \text{ cm}^{-2}$, $N_P \sim 10^4 \text{ cm}^{-2}$

в виде:

$$2 [1 \overline{2} 1 0]_{(000)} + \frac{1}{2} [2 \overline{1} \overline{2} 2]^* (\overline{2} 1 2)^* + (c/a)^2 - 3 [0 1 \overline{2} 1]_{(0\overline{1} 1 2)}$$
 (1)

Аналитически соответствующие реакции можно записать

$$\frac{1}{3} [1210]_{4,0}^{\vee} \rightarrow \frac{1}{3} [2113]_{4,46}^{\vee} + \frac{1}{(c/a)^2 + 3} [0111]_{0,03}^{\vee}$$
(1)

$$\frac{1}{3} \left[\overline{2}113 \right]_{4,46}^{(2\overline{1}\overline{1}2)} + \frac{(c/a)^2 - 3}{(c/a)^2 + 3} \left[01\overline{1}1 \right]_{0,03}^{(0\overline{1}1)} \longrightarrow \frac{2}{3} \left[\overline{1}\overline{1}20 \right]^* \frac{(000)^*}{4,0}$$
(2)



Верхние индексы около векторов Бюргерса показывают плоскости залегания дислокаций; числа, расположенные справа внизу около векторов Бюргерса, показывают величины энергий дислокаций в относительных единицах (отношение квадрата вектора Бюргерса дислокации квадрату параметра решётки). Звёздочками к отмечены индексы плоскостей и направлений в системе координат двойниковой прослойки. Обе реакции предсказывают своеобразные эффекты дуализма при переползании дислокаций леса из материнского кристалла в двойник. Реакция (1) энергетически не выгодна и поэтому она может протекать только пол лействием внешних напряжений, т.е. базисная дислокация представляет собой препятствие при движении двойникующих дислокаций. С другой стороны при переходе двух базисных дислокаций в двойник на границе последнего возникают две новые двойникующие дислокации, что инициируют двойникование. (2) энергетически выгодна, Реакция однако

пирамидальная дислокация, переходя в двойник, забирает с границы две двойникующие дислокации, что тормозит процесс двойникования. Обе эти реакции графически (наглядно!) представлены на рис.1 с помощью тетраэдра Томпсона и могут быть полезны при объяснении и других экспериментальных результатов.

Рис. 2 (*200)

DFMN-2009

КОНЦЕНТРАЦИОННЫЙ КРИТЕРИЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ЕГО ВЗАИМОСВЯЗЬ С ПАРАМЕТРОМ КУМУЛЯТИВНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН Ботвина Л.Р., Жаркова Н.А., Тютин М.Р., Солдатенков А.П.

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

CONCENTRATION CRITERION OF DAMAGE AND ITS INTERRELATION WITH THE PARAMETERS OF THE CUMULATIVE DISTRIBUTION OF THE MICROCRACKS Botvina L.R., Zharkova N.A., Tyutin M.R., Soldatenkov A.P.

The interrelation between c-parameter of the cumulative number-size distribution of microcracks and the kcriterion of damage accumulation evaluated on multiple fracture patterns of low-carbon steel under static and
cyclic loading conditions was established. The k relation on c is the exponential function with index q that
depends on loading type and stress conditions.

При оценке остаточного ресурса детали или конструкции важной задачей является выявление дефектов методами неразрушающего контроля, к числу которых относится и метод реплик. Исследуя на оптическом микроскопе реплики, снятые с поврежденной поверхности, можно проследить стадийность процесса накопления повреждений и прогнозировать остаточный ресурс детали. Одним из критериев, используемых для такого прогноза, является концентрационный критерий (*k*-параметр), предложенный в работе [1] и применяемый в алгоритмах предсказания землетрясений [2],

 $k = \frac{1}{\sqrt{n} \cdot L_{cp}}$, где n – концентрация дефектов, L_{cp} – средняя длина дефекта. Согласно [1] развитие

поврежденности в материале можно разделить на два процесса – накопление дефектов и их слияние. При k > 3 преобладает процесс накопление повреждений, поскольку поля перенапряжений, создаваемые микротрещинами, не перекрываются, и поэтому трещины можно считать не взаимодействующими между собой. При k < 3 начинается процесс слияния микротрещин. Это связано с достижением большой концентрации микротрещин, когда их уже нельзя рассматривать как изолированные и не зависимые от соседних трещин. При таких концентрациях расстояние между ближайшими микротрещинами становится сравнимым с размерами самих трещин.

Другой параметр картин множественного разрушения определяется по кумулятивным кривым распределения микротрещин по длине (т.е. по зависимости суммарного числа трещин ΣN размером меньших и равных заданной длины от их длины l). Как правило, кумулятивные кривые описываются либо степенной зависимостью $\sum N = C \cdot l^{-b}$, либо экспоненциальной - $\sum N = A \cdot \exp(-c \cdot l)$, где C и A – постоянные, а b и c – показатели распределений. Перед разрушением происходит резкое снижение показателя кумулятивных кривых (c или b) [3]. Эту особенность используют при предсказании землетрясений.

Цель работы состояла в изучении взаимосвязи между c-, b- и k-параметрами, оцененными по картинам множественного разрушения в условиях статического и циклического нагружения малоуглеродистой стали. Эти параметры определялись [4] по данным работы [5], в которой усталостные испытания проводились на образцах из малоуглеродистой стали (0,2% С), и по данным, полученным на образцах из аналогичной стали после ее естественного старения в течение 15 лет [6]. Естественное старение вызывало увеличение прочностных и уменьшение пластических свойств материала. Статические испытания были проведены на образцах разной толщины. В тонких образцах (4 мм) реализовывалось плоско-напряженное состояние, а в толстых (16 мм) – плоская деформация [7]. По картинам множественного разрушения определяли количество и длину трещин для построения кумулятивных кривых распределения микротрещин по размерам и для оценки kпараметра. Использование к-параметра позволило определить преобладающий механизм развития поврежденности, отвечающий либо накоплению микротрещин (k > 3), либо их слиянию (k < 3). Было установлено, что кумулятивные кривые распределения микротрещин по размерам лучше всего описываются экспоненциальной зависимостью, как при циклическом, так и при статическом нагружении. Значение с-параметра уменьшается с увеличением числа циклов или деформации, т.е. с увеличением поврежденности материла. Стоит отметить, что уменьшение с-параметра происходит более резко в охрупченной стали, так как в этом случае на зарождение трещины приходится наибольшая доля долговечности образца (N/N f ≈ 0,9) по сравнению с аналогичной сталью в

вязком состоянии ($N/N_{f} \approx 0,17$).

На рисунке представлена зависимость k- от c-параметра, которая описывается экспоненциальным соотношением $k = B \cdot \exp(-q \cdot c)$. Хорошо видно, что при усталости значение q, характеризующее наклон кривой, значительно больше при испытаниях стали в охрупченном состоянии (кривая 2) по сравнению с вязкой сталью (кривая 1). Если сравнить значения показателя q при растяжении образцов разной толщины, то оказывается, что большая стесненность пластической деформации в толстых образцах (кривая 4) приводит к большим значениям показателя экспоненциальной функции q по сравнению с тонкими образцами (кривая 3). Помимо этого, видно, что значения q в условиях усталости гораздо выше, чем при статическом нагружении.



Зависимость *k* от *c*-параметра множественного разрушения малоуглеродистой стали. (Представлены кривые при усталостном нагружении вязкой стали (1), построенные по данным [5], и охрупченной (2) вследствие длительного естественного старения [6], а также при статическом нагружении образцов толщиной 4 мм (3) и 16 мм (4) [7])

Итак, в данной работе была установлена взаимосвязь c-параметра кумулятивных кривых распределения микротрещин по размерам с k-критерием накопления повреждений, отвечающая экспоненциальной зависимости с показателем q, зависящим от вида нагружения и напряженного состояния. Увеличение стесненности пластической деформации при переходе от вязкой стали к охрупченной в результате старения или от тонких образцов к образцам большей толщины приводит к увеличению показателя q, значения которого значительно выше в условиях циклического нагружения по сравнению со статическим.

Список литературы:

[1] Журков С.Н., Куксенко В.С., Слуцкер А.И. // ФТТ, 1969, т. 11, вып. 1, с. 296-302.

[2] Соболев Г.А., Пономарев А.В. Физика землетрясений и предвестники. М.: Наука, 2003. 270

c.

[3] Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.

[4] Ботвина Л.Р., Ротвайн И.М., Кейлис-Борок В.И., Опарина И.Б. // Докл. РАН. 1995, т. 345, с. 809-812.

[5] Suh C.M., Yuuki R., Kitagawa H. // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 1985, N 8, pp. 193-203.

[6] Ботвина Л.Р., Петрова И.М., Гадолина И.В. и др. // Заводская Лаб., 2009, т. 75, № 6, с. 44-51.

[7] Жаркова Н.А., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р. // Металлы, 2007, № 3, с. 64-71.

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ ПЕРЕХОД В НАНОКОНТАКТЕ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ Головин Ю.И., Тюрин А.И., Шиндяпин В.В.

Россия, Наноцентр Тамбовского государственного университета им. Г.Р.Державина, E-mail: golovin@tsu.tmb.ru

THE ELASTIC-PLASTIC TRANSITION IN A NANOCONTACT DURING HIGH SPEED DEFORMATION

Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Shindyapin V.V.

New dynamic nanoindentation technique is described. Experimental data concerning elastic-plastic behavior of crystalline and amorphous materials in dynamic nanocontact is given and discussed.

Микро-/наноконтактная деформация чрезвычайно широко распространена в природе и в технике. Она возникает при сухом трении микрошероховатых тел, абразивном и эрозионном износе, в скользящих электрических контактах, при шлифовке, тонком помоле в различных мельницах и в других естественных и техногенных процессах [1-3].

Поведение динамических микро-/ноноконтактов во многом зависит от того, какого типа деформация при этом реализуется: чисто упругая или упруго-пластическая. Критические нагрузки и напряжения упруго-пластического перехода определяются атомными механизмами зарождения и движения структурных дефектов в материале, а также зависят от размеров контактной области и скорости деформирования [4].

В работе экспериментально исследованы размерно-скоростные зависимости упругопластического перехода в кристаллических и аморфных материалах, нагружаемых локально трехгранным пирамидальным индентором Берковича с регулируемой линейной скоростью v от 2 до 40 см/с. При этом с высоким разрешением во времени (до 0,3 мкс) и пространстве (до 1 нм) контролировали нормальное перемещение h(t) индентора и силу P(t) сопротивления внедрения индентора. Локальное нагружение пирамидальными инденторами характеризуется ростом характерных размеров R области сильной деформации и одновременным падением ее относительной скорости $\dot{\varepsilon} \approx \frac{v(t)}{R(t)} \approx \frac{v(t)}{h(t)}$. Легко видеть, что на начальной стадии нагружения, когда h = 10...100 нм даже при $v \sim 1$ см/с $\dot{\varepsilon}$ может составлять $10^6...10^7$ с⁻¹, что сопоставимо со скоростью деформирования при взрыве BB на поверхности образца.

По условиям опыта υ регулировалась начальной высотой индентора над поверхностью образца и работой электромагнитного привода, ускоряющего шток с индентором перед его столкновением с образцом.

Ввиду относительно большой массы подвижных частей наноиндентометра ($m \approx 100$ г) и значительной накопленной энергии (~ мДж) скорость индентора в процессе погружения в материал на несколько микрометров практически была неизменна, т.е. реализовывался «жесткий» режим нагружения, при котором устройство задает постоянную скорость линейной деформации.

Откалиброванный пьезодатчик, установленный под образцом, синхронно с перемещением индентора регистрировал зависимость P(t).

Из результатов экспериментов на монокристаллах LiF и плавленом кварце следует, что начальная стадия погружения в координатах $P - h^{3/2}$ имеет линейный характер до некоторой величины $P=P_c$. Поскольку любой пирамидальный индентор имеет притупление, которое можно аппроксимировать сферой с эквивалентным радиусом R, начальная стадия погружения проходила в

соответствии с законом Герца
$$P = \frac{4}{3} E_r R^{1/2} h_e^{3/2}$$
, здесь $E_r = \left(\frac{(1 - v_i^2)}{E_i} - \frac{(1 - v_m^2)}{E_m} \right)$ -

приведенный модуль Юнга, E_i – модуль Юнга материала индентора, E_m – модуль Юнга материала образца. $R \approx 150$ нм - радиус притупления индентора, использовавшегося в эксперименте.

Полученные результаты свидетельствуют, что пластическая деформация (отклонение от закона Герца) наступает тем позже, чем выше v, что свидетельствует о термоактивационном характере пластического течения. Из зависимости критической нагрузки P_c от $\dot{\varepsilon}$ (или v) можно извлечь информацию об активационном объеме γ . Величина γ оказалась порядка атомного объема, из чего следует, что лимитирующей стадией начальной пластичности являются процессы зарождения и перемещения точечных дефектов.

DFMN-2009

Таким образом в работе представлена новая методика импульсного наноиндентирования и первые результаты ее применения к выявлению механизмов пластической деформации в динамических наноконтактах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 07-02-00906).

Литература:

- 1. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение. 2008. 496 с.
- 2. Springer Handbook of Nanotechnology (Ed. B. Bhushan). Springer. New York. 2008. 1916 p.
- 3. Nanotribology and Nanomechanics. An Introduction (Ed. B. Bhushan). 2-nd Edition. Springer-Verlag. Berlin-Heidelberg. 2008. 1516 p.
- 4. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М. Машиностроение. 2009. 324 с.



ДЕФОРМАЦИЯ, КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ, СТАРЕНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Гончукова Н.О., Ратушняк С.Л.

Россия, Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, email: ratserg@mail.ru

DEFORMATION, CRYSTALLIZATION, AGING OF AMORPHOUS ALLOYS

Gonchukova N.O., Ratushnyak S.L

The deformation of rapidly quenched amorphous alloys is investigated. The behavior of deformation may be adequately described in the viscoelastic approximation. The relation between deformation and crystallization is established. The influence of aging process on deformation is investigated. The results obtained are used to estimate the lifetime of amorphous state of the alloys at operating temperatures.

В настоящем сообщении рассмотрены вопросы, связанные с деформацией быстрозакаленных промышленных аморфных сплавов. Первый вопрос – это вопрос о поведении деформации и о возможности ее количественного описания. Аморфные сплавы являются стеклами. Деформация давно известных стекол описывается уравнениями теории линейной вязкоупругости. Возникает вопрос, будут ли аморфные сплавы демонстрировать вязкоупругое поведение. Второй вопрос связан с кристаллизацией. Кристаллизация промышленных аморфных сплавов при нагревании происходит при невысоких температурах – около 773 К. Кристаллизация приводит к потере ценных служебных свойств и к разрушению материала. В связи с этим актуальным является вопрос о возможности прогноза начала кристаллизации в любых режимах. Третий вопрос актуален для всех материалов – это вопрос о старении. Для аморфных сплавов этот вопрос исключительно актуален, так как они являются материалами с крайне неравновесной структурой, и изменения их свойств происходят в результате хранения. Все эти вопросы кратко будут рассмотрены ниже. Полученные результаты будут обсуждаться на примере экспериментальных данных, представленных на рис. 1.

1. Деформация. Нами была измерена деформация нескольких сплавов в интервале температур 573 – 773 К при напряжениях (σ) 10-30 МПа. Установлено вязкоупругое поведение деформации. Деформация при температурах, лежащих на нижней границе указанного интервала, состоит из мгновенной и замедленно-упругой деформации и является обратимой. При повышении температуры появляется и увеличивается вклад необратимой вязкой деформации. Уменьшение деформации со временем на верхней границе указанного температурного интервала связано с кристаллизацией. Картина поведения деформации представлена на рис. 1 кривыми 1-6. Деформация была описана количественно уравнением (1), три слагаемых правой части которого соответствуют трем составляющим деформации вязкоупругого тела:



где $\Delta l/l$ - относительная деформация; Р – нагрузка; S – площадь поперечного сечения образца; J_i – податливость упругой деформации; J_d - податливость замедленно-упругой деформации; τ_{dref} – время релаксации замедленно-упругой деформации при произвольно выбранной температуре сравнения

Т_{ref}. Приведенное время определялось следующим образом:
$$\mathfrak{T} = \int_{0}^{n_{ef}} \mathcal{T}_{ref} d$$
, где η – вязкость; η_{ref} –

вязкость при произвольно выбранной температуре сравнения T_{ref}.

Для всех температур, при которых не наблюдалась кристаллизация, было получено хорошее согласие расчета с экспериментом /1/.

2. Кристаллизация. Нами была исследована кристаллизация сплавов в экспериментах по измерению деформации под нагрузкой, примером являются кривые 5, 6 на рис. 1. Экспериментально установлено, что у аморфных сплавов энергия активации структурной релаксации И



Рис. 1. Зависимости деформации сплава Fe₇₇Ni₁Se₉B₁₃ (2HCP) от времени при разных температурах. Кривые: 1 – T = 583 K, 2 – T = 623 K, 3 – T = 673 K, 4 – T = 698 K, 5 – T = 723 K, 6 – T = 743 K. Кривые 1-4: при t = 0 прикладывалась нагрузка (σ = 20 МПа), потом нагрузка снималась. Сплошные кривые - деформация образцов после хранение при комнатной температуре в течение 17 лет, штриховые кривые – деформация образцов после получения.

кристаллизации равны. При соблюдении этого равенства в рамках принятого модельного описания (ур.(1)) в любом режиме началу кристаллизации должно соответствовать определенное значение приведенного времени ξ. Правильность этого положения была проверена в разнообразных режимах /1/.

3.Старение. Проведено сравнение деформации, измеренной после длительной хранения при комнатной температуре /2/, с деформацией, измеренной после получения /3/, рис. 1 кривые 2-4. Анализ полученных результатов проводился с привлечением данных РФА и АСМ. Установлено, что старение связано со стабилизацией структуры и фазовой дифференциацией в виде зарождения и роста кристаллов. На основании всей совокупности экспериментальных данных и соответствующих экстраполяций сделаны оценки времени существования сплавов в аморфном состоянии в области климатических температур /2/.

Результаты работы могут быть обобщены на напыленные аморфные металлические покрытия, исходным материалом для получения которых являются аморфные сплавы, так как фундаментальные закономерности структурной релаксации в таких покрытиях и в сплавах одинаковы /4/.

Список литературы

/1/ Ратушняк С.Л., Гончукова Н.О., Толочко О.В. Деформация и начало кристаллизации аморфных сплавов на основе железа и никеля // Физика и химия стекла. 2007. Т. 33. № 1. С. 20-33. /2/ Ратушняк С.Л., Гончукова Н.О. Деформация и старение аморфных сплавов // Физика и химия стекла. 2007. Т. 33. № 2. С. 182-189. /3/ Гончукова Н.О. Количественное описание структурной релаксации в аморфных сплавах // Физика металлов и металловедение. 1994. Т.77 № 3. С. 70-80. /4/ Akulova Yu.O., Gonchukova N.O., Larionova T.V., Tolochko O.V. Structural relaxation in amorphous substances with highly non-equilibrium structure // J. Non-Cryst. Solids. 2000. V. 261. N 1. P. 253-259.

ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ АКТИВАЦИОННЫМ ОБЪЕМОМ И КОЭФФИЦИЕНТОМ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ. Горбатых В.П., Иванов С.О.

Россия, МЭИ (ТУ), GorbatykhVP@mpei.ru, IvanovSO@mpei.ru.

INTERRELATION BETWEEN ACTIVATION IN VOLUME AND STRESS INTENSITY FACTOR AT DESTRUCTION OF FIRM BODIES

Gorbatykh V.P., Ivanov S.O.

It is shown that stress intensity factor in the concept «a leak before destruction» and overstrain degree in the concept «durability through long-term strength» have identical physical sense. The establishment criterion durability in the kinetic theory of durability of firm bodies allows to apply results the concepts received in frames «a leak before destruction» in the concept «durability through long-term strength». Sharing of two concepts allows to prove from safety positions all actions directed on increase in a design resource, and also to count and predict a residual resource materials of the equipment

Обеспечение безопасности при проектировании, строительстве, эксплуатации и снятии с эксплуатации атомных станций (АС) относится к приоритетным вопросам и формулируется в основополагающих документах, действующих в области атомной энергетики. В последние годы особенно актуальной стала проблема, связанная с оценками остаточного ресурса АС и полтверждением их с позиций безопасности. Главным аспектов решения этой проблемы является дальнейшее совершенствование методологии и нормативной базы оценки остаточного ресурса оборудования АС. На сегодняшний день исследования связанные с оценками остаточного ресурса развиваются в двух основных направлениях (подходах). Первое направление – механический подход - концепция «течь перед разрушением» - связано с расчетом прочности дефектных тел методами механики разрушения; основывается на разнице между теоретической и реальной величинами прочности, которая трактуется в терминах классической модели Гриффита. Второе направление – кинетический подход – концепция «прочность через долговечность» - связано с развитием кинетической термофлуктуационной теории, основанной на представлениях Я.И. Френкеля о тепловом движении в твердых телах. В кинетическом подходе основное внимание обращается на атомно-молекулярный процесс разрушения, а разрыв рассматривается как результат постепенного развития и накопления микроразрушений, или как процесс развития микротрещины. В этой концепции долговечность тела под нагрузкой принимается в качестве фундаментальной величины, определяющей прочность. При расчетах в рамках концепции «течь перед разрушением» для описания полей разрушения у вершины трещины используется понятие коэффициента интенсивности напряжений (КИН). Адекватное по физическому смыслу КИН, понятие степени перенапряжения на разрываемой межатомной связи γ' в активационном объеме $\gamma = a^3 \gamma'$ введено в кинетической теории прочности твердых тел. До сих пор расчет активационного объема и степени перенапряжения связан с привлечением дополнительных моделей образования перенапряжения. В этой связи возникает необходимость разработки обобщающего подходя к их определению, находящегося в рамках кинетической теории прочности. При рассмотрении процесса разрушения материала как процесса «распада» межатомных связей, становится возможным вычислить в явной

форме активационный объем $\gamma = \frac{U_0 - kT}{\sigma \ln \frac{\sigma_{\text{max}}}{\sigma}} \approx \frac{U_0}{\sigma \ln \frac{\sigma_{\text{max}}}{\sigma}}$, а также ликвидировать понятие «времени

самопроизвольного разрушения материала» возникающего в формуле $t_p = \tau_0 \exp(\frac{U_0 - \gamma \sigma}{kT})$

академика С.Н. Журкова при нулевом растягивающем напряжении. Для введения критерия прочности, отсутствующего в кинетической теории прочности твердых тел, привлекается подход Гриффитса применительно к данной теории. Таким образом, удалось объединить концепции «течь перед разрушением» и «прочность через долговечность» путем учета как макроскопических эффектов: напряженно – деформированное состояние вокруг дефектов, где возникает разрушение; условия внешней среды и их влияние на материал, так и микроскопических явлений в тех местах, где развивается разрушение – элементарные акты процесса разрушения. Совместное использование двух концепций позволяет обосновать с позиций безопасности все мероприятия направленные на увеличение проектного ресурса, а также рассчитывать и прогнозировать остаточный ресурс материалов оборудования.

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ ТРАНСФОРМАЦИИ ГРАНИЦ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА СТАЛИ НА ИХ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Губенко С.И.

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

INFLUENCE OF TRANSFORMATION OF NON-METALLIC INCLUSION-STEEL MATRIX BOUNDARIES ON THEIRS BEHAVIOUR BY PLASTIC DEFORMATION GUBENKO S.I.

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

В процессе импульсного лазерного воздействия между неметаллическим включением и стальной матрицей происходит скоростной обмен атомами через границу раздела в условиях аномально высокой их подвижности, не отвечающей условиям классической диффузии (аномальный массоперенос). Ранее было установлено [1,2], что массоперенос через границы включение-матрица приводит к насыщению зон матрицы компонентами включений. Целью данной работы явилось изучение формирования зон контактного взаимодействия между неметаллическими включениями и стальной матрицей при лазерной обработке, а также влияние этих процессов на поведение межфазных границ включение-матрица при последующей деформации.

В результате исследований установлено, что фазовые и структурные превращения, проходящие в процессе контактного взаимодействия включений и матрицы разных сталей в гипернеравновесных условиях лазерного воздействия, позволяют реализовать возможности трансформации границ включение-матрица. Эти возможности связаны с легированием от внутренних источников (неметаллических включений) локальных участков матрицы и созданием вблизи включений упрочненных зон, представляющих собой композиционные слои различного типа: слоистые с каскадным и «пятнистым» распределением элементов и микротвердости, дисперсные с разным типом упрочняющих фаз и комбинированные. В поверхностных слоях включений в результате массопереноса элементов из стальной матрицы возможно создавать композиционные участки слоистого типа с каскадным распределением элементов, «туннельные», квазиэвтектические, а также дисперсные с различными типами второй фазы.

Таким образом, путем взаимного легирования в системе включение-матрица создаются композиционные слои, имеющие гетерогенное строение и состоящие либо из твердых растворов разной степени легированности, либо из пластичной (твердой) матрицы и твердых (пластичных) дисперсных включений. Наличие каскадных слоев в матрице и (или) включении свидетельствует о волновой природе контактного взаимодействия этих фаз в процессе массообмена при лазерном воздействии. Образование новых слоев как со стороны включений, так и со стороны матрицы приводит к расширению межфазных границ, что способствует изменению распределения элементов на границах (резкие перепады сменяются на плавное-каскадное изменение концентраций, либо разбиваются на несколько более локальных пиков), что должно приводить к изменению полей упругих напряжений и релаксации напряжений в изучаемых границах.

Сами границы включение-матрица претерпевают изменения, связанные с электронным взаимодействием фаз, сдвиговым сопряжением кристаллических решеток, где важную роль играют сдвиговые полиморфные превращения в матрице и включении, а также с формированием гипернеравновесных граничных фаз – кристаллических, нанокристаллических или аморфных, имеющих однофазную, либо многофазную, в том числе квазиэвтектическую структуру, и армирующих сталь. Таким образом, при лазерном упрочнении сталей, содержащих неметаллические включения, происходит совмещение лазерной термообработки с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников – неметаллических включений. Оптимальное сочетание энергетического уровня лазерного нагрева и типа неметаллического включения позволяет эффективно конструировать структуру межфазных границ включение-матрица.

Изучено поведение трансформированных межфазных границ включение-матрица при высокотемпературной деформации растяжением, когда вдоль этих границ развивается проскальзывание [1,2]. Установлены закономерности проскальзывания вдоль границ включение-матрица при горячей деформации после лазерного упрочнения. Обнаружены «всплески» деформации на этих границах, определена степень их пластичности в зависимости от температуры и скорости деформирования, а также энергии и длительности лазерного импульса. Показано, что

предварительное лазерное воздействие оказывает мощное сдерживающее влияние на проскальзывание и вносит изменения в его механизм в результате изменения структурного и энергетического состояния границ включение-матрица. Установлен интервал энергии лазерного импульса (18-25 Дж), способствующей максимальному упрочнению этих границ. Лазерное воздействие привело к получению межфазных границ включение-матрица, обладающих повышенной стойкостью к деформирующим высокотемпературным воздействиям, но способных эффективно рассеивать подводимую извне энергию в момент пика напряжений с помощью пластической релаксации в результате проскальзывания.

Лазерное воздействие привело к своеобразному поведению границ включение-матрица при горячей деформации. В их поведении сочетаются, на первый взгляд несовместимые процессы, а именно проскальзывание – пластическая релаксация напряжений, и хрупкое расслоение – хрупкая релаксация напряжений в изучаемых границах. Такое сочетание процессов обусловлено скоростным лазерным упрочнением границ включение-матрица, проявляющимся в сдерживании проскальзывания и зарождения микроразрушений путем хрупкой декогезии межфазных границ, что приводит к затруднению формирования вязких трещин и после накопления напряжений в границах в результате деформационного упрочнения - к изменению механизма образования микроразрушений вблизи включений. Лазерное воздействие привело к получению межфазных границ включение-матрица, обладающих повышенной стойкостью к деформирующим высокотемпературным воздействиям, а также способных эффективно рассеивать подводимую извне энергию в момент пика напряжений с помощью пластической релаксации в результате проскальзывания. Однако, при исчерпании запаса пластичности этих границ происходит хрупкое расслоение как в случае недеформируемых, так и пластичных включений.

Получил дальнейшее развитие механизм образования микроразрушений на границах включение-матрица после предварительного лазерного воздействия. Установлено влияние температурно-скоростного режима деформирования, а также энергии лазерного импульса и длительности воздействия на параметры зарождения и развития хрупких расслоений. Показано, что при резком нагреве и охлаждении может быть реализован сложный механизм релаксационных процессов на границах. имеющих сдвигово-«диффузионно»-фазовый характер. Изучена трансформация границ включение-матрица при высокотемпературном хрупком расслоении, сочетающая пластическую и хрупкую релаксацию напряжений в изучаемых границах, обусловленную их скоростным лазерным упрочнением. Определен интервал энергий лазерного луча (18-25 Дж), при которых эти эффекты выражены максимально.

Стабильность лазерного упрочнения границ включение-матрица определяется этим интервалом энергии импульса и увеличивается при увеличении длительности импульса излучения. Показано, что при комбинированной обработке стали ЛТО + высокотемпературная деформация реализуются два механизма упрочнения межфазных границ включение-матрица: лазерное (высокоскоростное термическое, которое является многофакторным процессом) и деформационное.

Литература.

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

2. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В СТАЛЯХ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Дронов В.С., Головин С.А., Ануфриев С.В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия, dronov. vs@gmail.com

INFLUENCE OF ALLOYAGE AND HOT-WORK STRENGTHENING FOR FATIGUE DAMAGEABILITY EVOLUTION IN LOW-CARBON STEELS V. Dronov, S. Golovin, S. Anufriev

Influence of the structural anisotropy received by controlled rolling methods on accumulation of damages at static and fatigue tests is researched for low-alloy steels $09\Gamma 2C$ and $10\Gamma 2\Phi 5HO$. Obtain data about development of hardening processes, character and growth rate of cracks by methods of optical microscopy, measurements of microhardness and coercive force.

Измельчение зерна ферритно-перлитных сталей, как известно, сопровождается ростом показателей сопротивления статической и усталостной прочности. Наиболее распространенными методами создания мелкозернистых структур в производстве высокопрочного проката являются легирование в малых количествах карбидо- и нитридообразующими элементами с увеличением за их счет центров кристаллизации, а также посредством высоких степеней обжатия при прокатке в сочетании с различными режимами нагрева и охлаждения.

В настоящей работе рассмотрены методики исследования влияния структур прокатных сталей в состоянии поставки на развитие усталостных повреждений на стадиях подготовки разрушения и роста трещин. Для сравнения приняты стали: Ст3сп5 в нормализованном состоянии, 09Г2С и 10Г2ФБЮ режимов контролируемой прокатки. Структуры сталей контролируемой прокатки различаются размерами зерна, шириной полос слоистой неоднородной композиции, состоящей из чередующихся ферритных и перлитных прослоек в направлении прокатки.

Механическое состояние сталей оценивали при испытаниях на растяжение стандартных образцов с определением коэффициентов анизотропии, показателя степенного упрочнения и характеристик механических свойств. В диапазоне напряжений упругой области, текучести и равномерной упругопластической деформации диаграмм растяжения регистрировали изменений магнитных свойств (коэрцитивной силы) этих сталей. Принимая изменение значений коэрцитивной силы, обусловленное изменением полей намагничивания, связанное с субструктурными процессами разупрочнения и упрочнения, выполняли сравнения сталей исходных структурных состояний.

Накопление циклических пластических деформаций наблюдали на плоских образцах с двухсторонними надрезами, образующими область локализации циклической пластической деформации, в условиях осевого нагружения при максимальных напряжениях цикла 0,65 от условного предела текучести сталей и коэффициентах асимметрии R_{σ} равных 0,2 и 0,3.

На стадии до образования усталостной трещины методами оптической микроскопии наблюдали развитие макро- и микроскопической деформации на поверхности, изменение микротвердости и магнитных свойств после различного числа циклов нагружения. В периоды остановок проводили замеры коэрцитивной силы с регистрацией данных при статическом растяжении и последующей разгрузки циклированного образца. По данным изменения намагниченности строили зависимости от числа циклов, принимая прирост коэрцитивной силы в пластических зонах у надрезов, обусловленными субструктурными процессами упрочнения. Эти зависимости сравнивали с изменением микротвердости.

На стадии развития усталостных трещин средствами микроскопии и фрактографии исследовали развитие разрушения в структурных составляющих сталей, траектории продвижения магистральных трещин и их скорости. Отмечено, что в слоистой структурной композиции усталостные трещины имеют склонность к изменению направления роста вдоль прокатки и ветвлению.

В работе приводятся сравнительные данные исследования влияния состава, неоднородности и анизотропии структур на процессы подготовки разрушения и развитие трещин.

ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ НА НАНОУРОВНЕ Дуб С.Н., Новиков Н.В., Шмегера С.В., Засимчук И.К.⁽¹⁾

Институт сверхтвердых материалов НАН Украины, Киев, 04074, lz@ism.kiev.ua ⁽¹⁾Институт металлофизики НАН Украины, Киев, 03142, zas@imp.kiev.ua

YIELD STRENGTH OF MATERIALS AT NANOSCALE <u>Dub S.N.</u>, Novikov N.V., Shmegera S.V., Zasimchuk I.K.⁽¹⁾ Institute for Superhard Materials, Kiev, Ukraine, 04074, lz@ism.kiev.ua ⁽¹⁾Institute for Metal Physics, Kiev, 03142, zas@imp.kiev.ua

The transition from elastic to elastoplastic deformation in defect-free single crystals during the localization of the deformation in a submicron region has been studied by nanoindentation. Sharp transition from elastic to elastoplastic deformation has been observed in single crystals of fcc (Al, Cu), bcc (W, Mo, Nb) and hcp (Zn) metals at depths of about 20–50 nm (fig. 1). To define the yield strength using the nanoindentation data, the stressed-strained state in the contact region has been analyzed. It has been shown that the yield strength of single crystals at nanoscale (the contact size is much less as compared with average distance between dislocations) is tens-hundreds times higher than that at the macroscopic level and approaches the value of the theoretical shear strength (fig. 2). A mechanism of the transition from elastic to elastoplastic deformation has been discussed in the framework of the phenomenological model of the dislocations nucleation of dislocations in a nanocontact. Peculiarities of elastoplastic transition at nanoscale for polycrystalline metals with coarse (about 30 microns) and fine (< 100 nm) grains, amorphous metallic alloys and quasicrystals are discussed. It was found that elastoplastic transition in amorphous metals and quasicrystals is connected with formation of first shear band in nanocontact.

Методом наноиндентирования исследована специфика перехода от упругого к упругопластическому деформированию в бездефектных монокристаллах (монокристаллы высокой чистоты с поверхностью после электрополировки) при локализации деформации в субмикронной области. Для испытанных монокристаллов ГЦК (Al, Cu), ОЦК (W, Mo) и ГПУ (Zn) металлов, а также для монокристалла твердого раствора Mo - 1,5 ат.% Ir на глубинах около 20 - 50 нм наблюдался скачкообразный переход (pop-in) от упругой к упругопластической деформации в контакте (puc. 1). Подобный упругопластический переход наблюдался нами также на свежих сколах и ростовых гранях ионных монокристаллов (KCl, LiF, CaF₂, MgO), монокристаллов тугоплавких соединений (Al₂O₃, LaB₆, ZrC, WC, cBN), полупроводников (InP, GaN) и молекулярных кристаллов (фуллерит C₆₀).

Для нахождения предела текучести бездефектных монокристаллов по данным наноиндентирования использован анализ напряженно-деформированного состояния в области контакта. Показано, что предел текучести монокристаллов на наноуровне (размеры отпечатков намного меньше среднего расстояния между дислокациями) в десятки - сотни раз превосходит их предел текучести на макроскопическом уровне и приближается к величине теоретического предела упругости на сдвиг (рис. 2). В рамках феноменологической модели зарождения дислокаций при наноиндентировании обсужден механизм перехода от упругого к упруго пластическому деформированию в кристаллах при испытаниях на нанотвердость. Показано, что переход вызван гомогенным зарождением дислокаций в контакте.

Показано, что в массивных аморфных металлических сплавах на основе циркония и в квазикристаллах Al-Cu-Fe скачкообразный упругопластический переход связан с формированием первой полосы сдвига в наноконтакте.

Обсуждается специфика упругопластического перехода на наноуровне для основных видов нанокристаллических материалов, получаемых магнетронным распылением, спеканием нанопорошков, большой пластической деформацией и кристаллизацией аморфных материалов. В нанокристаллических материалах границы зерен являются источником готовых дислокаций. Поэтому для нанокристаллических материалов наблюдается плавный упругопластический переход в наноконтакте на глубинах около 20-30 нм.

INSTRON «Разницу можно измерить»



Рис. 1. Типичные диаграммы внедрения индентора Берковича со скачкообразным упругопластическим переходом на наноуровне для плоскостей (001) и (111) монокристалла меди чистой 99,99% и с поверхностью после электрополировки.



Рис. 2. Зависимость среднего контактного давления от перемещения. В момент упругопластического перехода происходит потеря устойчивости кристаллической решетки, образование первой дислокационной петли в контакте и ее лавинообразное размножение.

НЕОБХОДИМОСТЬ УЧЕТА МАСШТАБНЫХ УРОВНЕЙ ПОВОРОТНЫХ МОД ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ АНАЛИЗЕ УРАВНЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА Елсукова Т.Ф., Панин В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, elsukova@yandex.ru

NECESSITY OF CALCULATION OF SCALE LEVELS OF ROTATIONAL MODES OF POLYCRYSTAL DEFORMATIONS WHEN ANALYZING HALL-PETCH EQUATION Elsukova T.F., Panin V.E.

Elsukova T.F., Panin V.E.

For tensile lead alloy polycrystals in a wide temperature range at different states of their volumes and grain boundaries it is shown that the character of the "grain size-strain resistance" dependence is significantly affected by the development of strain rotational modes at the mesoscale levels. The obtained results allow interpreting parameters of the Hall-Petch equation in the context of the multilevel approach of physical mesomechanics.

Keywords: scale levels of polycrystal strain rotational modes, parameters of the Hall-Petch equation

Традиционно анализ уравнения Холла-Петча проводится на основе одноуровневого подхода теории дислокаций с учетом только трансляционной моды деформации. В настоящей работе на примере исследования сплавов на основе свинца и меди в рамках многоуровневого подхода ставится задача оценить влияние масштабных уровней поворотных мод пластического течения на сопротивление деформации поликристаллов и параметры уравнения Холла-Петча.

Масштабные уровни поворотных мод деформации варьировали изменением природы легирующих добавок (горофильные, горофобные), их концентрации и температуры испытания.

Деформацию осуществляли растяжением при температурах $(0,1-0,9)T_{nn}$ исследуемых материалов. Значения параметров σ_0 и К получали методом наименьших квадратов, экстраполируя прямые $\sigma = f(d)$ к значениям $d^{-1/2}=0$ и $d^{-1}=0$. Структурные исследования проводили методами оптической, интерференционной и электронной растровой микроскопии с количественной оценкой поворотных составляющих деформации (зернограничное проскальзывание, миграция границ зерен, фрагментация и экструзия-интрузия приграничных зон).

Для всех исследованных сплавов установлено сильное влияние масштаба поворотных мод на сопротивление деформации и параметры уравнения Холла-Петча. Развитие поворотных мод деформации в объеме зерен при формировании мезоскопических субструктур сопровождается возрастанием параметра σ_0 и снижением параметра К. В условиях поворота зерен как целого, когда поворотная мода реализуется на высоком структурном уровне, наблюдается снижение параметра σ_0 и резкое повышение параметра К уравнения Холла-Петча.

Установлена общность природы аномалии $\sigma_0(T)$ медных и свинцовых сплавов, связанной с задержкой в объеме зерен при низких температурах деформации множественного скольжения и локализации поворотных мод деформации в приграничных зонах поликристалла. В этих условиях параметр К резко возрастает.

Сформулированы общие положения о влиянии масштабных уровней поворотных мод деформации на параметры σ_0 и К, которые необходимо учитывать при анализе уравнения Холла-Петча.

ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА СТРУКТУРУ ЗОНЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ. Жаркова Н.А.

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

THE INFLUENCE OF THE MATERIAL PROPERTIES ON THE STRUCTURE OF PLASTIC ZONE IN TENSION.

Zharkova N.A.

Using the microhardness method the sizes of two plastic zones (W_1 and W_2) forming at a tip crack during a specimen stretching were evaluated. It was shown that the increase of plastic deformation constraint of the material leads to decrease in relative value of the highly deformed area (W_1) in the plastic zone (W_2). The influence of the material structure on the deformation localization at the tip crack was investigated. It was discovered that the change in material structure from coarse-grained to ultra-fine has an ambiguous effect on the ratio of plastic zones W_1/W_2 .

Анализ количества и размера пластических зон, образующихся в вершине распространяющейся трещины, позволяет получить объективную информацию как о сопротивлении материала развитию трещины, так и о микромеханизме разрушения. Соотношение размеров двух пластических зон, формирующихся в устье трещины, позволяет оценить степень локализации деформации у вершины трещины. В данной работе рассмотрено влияние различных факторов (размера зерна, механических свойств материала, толщины образца) на отношение размеров сильно (W₁) и слабодеформированных (W₂) пластических зон, формирующихся в устье трещины при растяжении образца.

Материалы и методы исследования.

Исследование зон пластической деформации проводилось на образцах толщиной 2 - 15 мм, испытанных на растяжение. Образцы были изготовлены из сталей 20 и 45, а также из стали 06МФБ и никеля в двух состояниях: крупно- (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ).

Оценка ширины пластической зоны осуществлялась путем анализа зависимостей «величина микротвердости – расстояние от излома». За ширину зоны W₂ принималась граница с недеформированным материалом. Размер зоны W₁ определялся исходя из формы полученных кривых как участок, прилежащий к излому и характеризующийся резким увеличением микротвердости.

Результаты исследования

Для оценки влияния стесненности материала на локализацию пластической деформации было проведено сравнительное исследование пластических зон на поверхности и на различной глубине под поверхностью образцов, для чего была выполнена их разрезка.





Согласно оценке, проведенной в работе [1], в центре образцов толщиной 15 мм (на глубине 7,5 мм под поверхностью) реализуются условия близкие к плоской деформации (ПД). Форма кривых микротвердости на поверхности образца и на глубине 4,3 мм – в условиях плосконапряженного (ПНД) состояния – оставалась одинаковой. Однако на глубине 7,5 мм форма кривой микротвердости изменилась, что является свидетельством роста локализации деформации вблизи излома (рис. 1, б), а параметр W_1/W_2 , соответственно, снизился (таблица 1). Таким образом, параметр W_1/W_2 может служить мерой локализации деформации и характеризовать напряженно-деформационное состояние материала у вершины.

Анализ кривых микротвердости для никеля и стали 06МФБ в КЗ и УМЗ состояниях (рис. 2 a - r) показал, что изменение структуры материала с КЗ на УМЗ повлекло за собой уменьшение размеров пластических зон. Это могло быть обусловлено снижением пластичности материала. Уменьшение отношения W_1/W_2 в УМЗ материалах связано с большей локализацией процесса разрушения, обусловленной, возможно, значительным деформированием материала при его обработке для получения УМЗ структуры. Резкое уменьшение зоны W_1 может также указывать на смену характера

DFMN-2009

разрушения, который вероятно стал приближаться к квазихрупкому.

Смена структуры никеля (средний размер зерна 50 мкм) на нанокристаллическую со средним размером частиц 72 нм привела почти к исчезновению слабодеформированной пластической зоны: за исключением граничного участка микротвердость в зоне W₂ не превышала ее значения в недеформированном материале (рис. 2 б). Как известно, наличие у вершины трещины только одной сильнодеформированной пластической зоны является признаком ПД напряженного состояния материала. Можно предположить, что смена КЗ структуры никеля на нанокристаллическую вызвала изменение локального напряженного состояния материала с ПНД на переходное от ПНД к ПД.



Рис. 2. Изменение величины микротвердости на поверхности образцов из материала в КЗ (а – никель; в – сталь 06МФБ) и УМЗ (б – никель; г – сталь 06МФБ) состояниях.

Формы кривых микротвердости и отношение W_1/W_2 для УМЗ стали 06МФБ с субмикрокристаллической структурой (зерно 0,2 – 0,5 мкм) и ст. 20 в условиях перехода от ПНД к ПД близки (рис. 2, г и рис. 1, б). Таким образом, при смене структуры в стали 06МФБ также прослеживается тенденция к изменению локального напряженного состояния материала с ПНД на переходное от ПНД к ПД.



Рис. 3. Влияние размера зерна d (а) и механических характеристик материала (б) на отношение размеров пластических зон W_1/W_2 . Кривые (б): $1 - \sigma_{0,2}$; $2 - \sigma_B$.

Уменьшение размеров зерна вело к уменьшению отношения W_1/W_2 (рис. 3, а), и, следовательно, к большей локализации деформации у вершины трещины. Однако большой разброс точек на графике, а также само небольшое их число не позволили сделать обоснованный вывод о виде зависимости W_1/W_2 от d.

Изменение КЗ структуры на УМЗ привело также к увеличению микротвердости в недеформированном материале, что могло быть обусловлено ростом его механических характеристик. С ростом механических характеристик материала отношение W₁/W₂ степенным образом уменьшалось (рис. 3, б). Таким образом, с ростом механических характеристик материала локализация деформации у вершины трещины также увеличивается по закону, близкому к степенному. Выводы

1. Проведенное исследование показало, что изменение структуры материала с КЗ на УМЗ, как и увеличение стесненности материала в вершине трещины, влияют на строение пластической зоны, ведя к большей локализации процесса разрушения и увеличению чувствительности материала к концентраторам напряжений.

2. Отношение W₁/W₂ отражает интегральные свойства материала, позволяет оценить степень локализации деформации в пластической зоне и может служить еще одним параметром при исследовании разрушения материала.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 09-05-01166 а) Литература

1. Ботвина Л.Р., Жаркова Н.А., Тютин М.Р., Петерсен Т.Б., Будуева В.Г. Кинетика накопления повреждений в низкоуглеродистой стали при растяжении. // Деформация и разрушение материалов. 2005, №3, с. 2-8.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ Зариковская Н.В.

Россия, Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники (ТУСУР) e-mail: chepko@ispms.tsc.ru

FEATURES OF DEFORMATION OF POLYCRYSTALLINE ALUMINIUM Zarikovskaya N.V.

Plastic deformation of crystalline materials is essential and often defining factor of the many technological processes. In research of the macro localization main parameters of plastic deformation emphases should be spared to the multistage character of polycrystalline aluminum deformation curve. In spite of the fact that typical voltage-deformation curve of polycrystal is usually described as parabola $\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n$, where k - is the coefficient of work hardening, n – is the factor of work hardening. However as far back as works of the french researcher Jaule [1], it was shown that for aluminum (99,99%) parabolic law was kept when deformations up to 1-2 %, hereinafter the rectilinear area $\sigma = \sigma_0 + p\varepsilon$ follows and then second parabolic area. The results have been got earlier allow to confirm that to each deformation curve stage corresponds its typical picture of tensor of plastic distortion component distribution on sample and observe the pictures of plastic deformation localizations for different deformation curve stages.

В качестве материала для исследований использовался поликристаллический алюминий марки A85. В соответствии с литературными данными [1], типичная кривая напряжение – деформация для металлического кристалла с кубической гранецентрированной решеткой имеет параболический вид.

Полученные в ходе экспериментов данные о виде кривых напряжение – деформация для образцов поликристаллического алюминия с наиболее характерными размерами зерна являются типичными для поликристаллических металлов с ГЦК решеткой. С увеличением деформации угол наклона зависимости напряжение – деформация уменьшается, так как в случае поликристаллических металлов с тепень деформационного упрочнения, которая определяется наклоном кривой деформации, уменьшается с увеличением деформации. Анализ полученных деформационных кривых позволяет сделать вывод об изменении механических свойств материала при изменении размера зерна исследованного образца. Эта зависимость может быть описана соотношением Холла-Петча

 $\sigma = \sigma_m + k_{\sigma} D^{-1/2}$, где k_{σ} - коэффициент зернограничного упрочнения, σ_m – напряжение течения монокристалла.

Полученные в результате механических испытаний данные о стадийности деформационной кривой $\sigma(\epsilon)$ поликристаллического алюминия позволяют говорить о сложном, многостадийном характере. Еще в 50-х годах Жауль отметил, что на кривой напряжение – деформация для поликристаллического алюминия может быть выделена стадия линейного упрочнения [2], однако все его выводы были получены для образцов Al при низких температурах. Было показано, что деформационная кривая $\sigma(\epsilon)$ поликристаллического Al, может состоять из трех стадии: двух параболических (в начале и конце процесса), и заключенной между ними линейной. Проведенные нами эксперименты указывают на неоднородность кривой напряжение – деформация даже при комнатной температуре, практически с самого начала нагружения.

При исследовании начальных участков деформационной кривой ($\varepsilon = 2-10$ %) для образцов с размером зерна, не превышающем 500 мкм, были выявлены участки с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения, что соответствует стадии с линейным законом деформационного упрочнения [3,4]. Отметим также, что для образцов с размером зерна менее 200 микрон было выявлено два, а для образцов с размером зерна менее 100 микрон – три участка с линейным законом деформационного упрочнения. Во всех случаях протяженность стадии линейного упрочнения невелика и уменьшается с ростом размера зерна *D*. При этом деформация, отвечающая концу этой стадии ε_e , практически не чувствительна к величине размера зерна *D*, в то время как начало линейной стадии ε_b с ростом размера зерна смещается к большим деформациям. Таким образом, стадия линейного упрочнения, напряжение течения на которой $\sigma = \sigma_b + \theta\varepsilon$ в поликристаллическом Al возникает за счет соответствующего укорочения первой параболической стадии, причем такое укорочение более ощутимо в мелкозернистом материале.

Таким образом, наличие, а в особенности количество линейных стадий в поликристаллическом материале напрямую связано с размером зерна данных образцов.

Это согласуется с данными [1,2], которые говорят о том, что линейная стадия мало заметна

при температуре выше 77 *К* особенно в крупнозернистом и монокристаллическом алюминии. Действительно, экстраполяция полученных нами данных по протяженности линейной стадии для поликристаллического алюминия в зависимости от размера зерна, до их пересечения показывает, что при $D \rightarrow 500$ мкм $|\varepsilon_e - \varepsilon_b| \rightarrow 0$. Таким образом, участок линейного упрочнения исчезает, вырождаясь в точку перехода от одной параболической стадии к другой со скачкообразным изменением показателя степени *m* в выражении $\sigma = \sigma_0 + A\varepsilon^m$ описывающем параболическое упрочнение материала.

Выявление различных стадий деформационной кривой проводилось помимо традиционной методики численного дифференцирования, при помощи измерения скорости распространения ультразвука. Что позволяет своевременно, непосредственно в ходе эксперимента по характерным признакам [3,4] определять границы стадий.

Одновременно с механическими испытаниями регистрировали поля смещения. Для этого методом спекл-интерферометрии [5] проводили съемку спеклограмм, каждая из которых отражает распределение векторов смещения по образцу в процессе растяжения с шагом 0,2 % деформации. Полученные данные позволяют исследовать пространственно-временные распределения компонент тензора дисторсии $\varepsilon_{xx}(x)$, $\varepsilon_{xy}(x)$, $\omega_{z}(x)$ по образцу в процессе растяжения.

После расшифровки спеклограмм, были получены четыре основных типа картин распределения компонент ε_{xx} . по образцу [5], соответствующих линейной, параболической стадиям деформационной кривой, участкам перехода между ними, а также стадии предразрушения. Полученные данные позволяют проследить за изменением компоненты тензора дисторсии ε_{xx} . по образцу на всем протяжении деформационной кривой.

Результаты исследований позволяют говорить о том, что пластическая деформация практически на всем протяжении деформационной кривой локализована в нескольких зонах образца, расположенных на одинаковом расстоянии друг от друга. Пространственное положение очагов локализованной деформации в образце представляет собой параллельные друг другу слои пластически деформируемого материала толщиной 3...10 мм. Следы слоев на поверхности наблюдения почти перпендикулярны оси растяжения образца. Как показывает анализ картин локализации, форма фронтов пластичности слегка искривлена, а профиль (крутизна склонов) асимметричен. Число таких зон может быть различным. Их численность колеблется в пределах от двух до десяти в одном образце.

Как известно из ранее полученных данных [5], на стадии с параболическим законом деформационного упрочнения, когда $\sigma \sim \varepsilon^m (m < 1)$, а коэффициент деформационного упрочнения падает с ростом деформации, очаги пластического течения неподвижны. На стадии с линейным законом деформационного упрочнения, когда $\sigma \sim \theta m$, наблюдается синхронное движение очагов пластического течения.

Таким образом, при растяжении поликристаллического Al в полной мере проявляются ранее установленные на широком круге металлов и сплавов закономерности [5]: на параболических стадиях возникают стационарные системы очагов пластического течения, а на стадии линейного упрочнения по образцу движется с постоянной скоростью система эквидистантных очагов локализованной деформации (возникает волновой процесс).

Список литературы

1. Беляев А.И., Бочвар О.С., Буйнов Н.Н. и др. Металловедение алюминия и его сплавов: Справ. изд. – М.: Металлургия, 1983. 280 с.

2. Jaoul B. Etude de la forme des courbes de deformation plastigue // Journ. Mech. Phys. Solids. – 1957. – No 2. – P. 95 – 114.

3. Зариковская Н.В., Зуев Л.Б. Локализация пластической деформации разрушение в поликристаллах алюминия // Проблемы прочности. 2008. №1, с. 52-55.

4. Zuev L.B., Semukhin B.S., Zarikovskaya N.V. Deformation localization and ultrasonic wave propagation rate in tensile Al as a function of grain size // Int. J. Solids. Structure. -2003. - V.40. - No 4. - P. 941 - 950.

5. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с. (монография).

ДЕФОРМАЦИОННЫЙ РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ КАК ПОКАЗАТЕЛЬ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ АВИАЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ Игнатович С.Р., Карускевич М.В., Юцкевич С.С., Маслак Т.П.

Украина, Национальный авиационный университет, ignatovich@nau.edu.ua

DEFORMATION RELIEF OF SURFACE AS A FATIGUE DAMAGE PARAMETER OF AVIATION ALUMINIUM-BASE ALLOYS

Ignatovich S.R., Karuskevich M.V., Yutskevich S.S., Maslak T.P.

Ukraine, National aviation university, ignatovich@nau.edu.ua

The mechanism of deformation relief (DR) generation on a surface under fatigue is proved due to of free dislocations outlet. The original technique of DR quantitative estimation which based on interferential nanoprofilometer is developed. The surface of Al-plating layer on stress concentration area of flat samples of Al-base alloy D16AT was investigated under cyclic loading. It is shown, that formation DR leads to increase in the surface area with number of cycles. Intensity of this process is defined by a level of maximal stress in cycle. Dependence between plastic deformation and damage quantity of surfaces under fatigue is received

Процессы повреждаемости при усталости металлов, связанные с формированием и эволюцией дислокационной структуры, пластическим разрыхлением и разрушением интенсифицируются в поверхностном слое. Поэтому поверхность является своеобразным индикатором накопленных повреждений, а оценка ее состояния может рассматриваться как способ диагностирования усталостной поврежденности и исчерпания несущей способности конструкции в целом. При этом среди известных показателей физико-механических характеристик поверхностного слоя особый интерес представляет деформационный рельеф (ДР) и его эволюция в процессе нагружения.

Определяющими факторами формирования ДР при циклическом нагружении металлических материалов является локальное пластическое деформирование поверхности, обусловленное дислокационными механизмами (ступеньки и полосы сдвига, экструзии, интрузии и т.п.). Это явление используется при создании специальных сенсоров усталостной поврежденности [1].

Исследования количественных показателей ДР конструкционных сплавов на основе алюминия, проводимые в Национальном авиационном университете (НАУ), направлены на обоснование критерия поврежденности, характеризующего степень выработки ресурса конструкции (обшивки самолета) с учетом истории нагружения. В качестве такого критерия используется параметр D – отношение суммарной площади поверхности со следами микропластической деформации к величине исследуемой площади, в том числе и с использованием подходов фрактальной геометрии [2]. Развитие данного подхода состоит в исследовании количественных показателей ДР в нормальном к поверхности измерении. Этой проблеме посвящена настоящая работа.

Исследовались плоские образцы, изготовленные из листового сплава Д16АТ. Поверхность сплава покрыта плакирующим слоем из технически чистого алюминия марки АД1. Циклическое нагружение образцов производилось на сервогидравлической установке BiSS Bi00-202V в условиях отнулевого цикла при заданных значениях максимального напряжения в цикле. Частота нагружения составляла 12 Гц. В центральной части образца высверливалось отверстие диаметром 4 мм, моделирующее отверстие под заклепку в конструкции обшивки. Зона контроля ДР на поверхности образца состояла из прямоугольной площадки с размерами 225×170 мкм, расположенной в зоне действия концентрации напряжений у отверстия.

Исследование рельефа поверхности контролируемой зоны осуществлялось с использованием разработанного в НАУ интерференционного оптического нанопрофилометра [3]. При этом регистрировался начальный рельеф до нагружения образца, а затем производился периодический контроль ДР после наработки определенного числа циклов. В процессе циклического нагружения определялось изменение рельефа поверхности, площади контролируемой зоны, а также параметра *D*. Значения данного параметра рассчитывались с помощью специально разработанной методики оптической регистрации ДР в двухмерном измерении (рис.1) с последующей обработкой цифрового изображения.

По результатам проведенных экспериментальных исследований установлено, что в процессе циклического деформирования образцов происходит изменения ДР поверхности плакирующего слоя в трехмерном измерении.

Показатель шероховатости R_a возрастает с наработкой (рис.2а). Аналогичная зависимость присуща и пластической (необратимой) деформации поверхности исследуемых участков (рис.2б),

которая определялась по изменению площади поверхности как $\varepsilon_a = \Delta A / A_0$, где $\Delta A = A - A_0$ - изменение площади поверхности относительно исходного значения A_0 .



Рис.1. Оптическое изображение ДР при различном числе циклов нагружения, $\sigma_{max} = 60$ МПа.





Рис.2. Изменение параметров ДР поверхности зоны контроля образцов при циклическом нагружении с $\sigma_{\text{max}} = 60$ МПа: показатель шероховатости R_a (a), пластическая деформация (б), параметра *D*.

Результаты испытаний, проведенные на нескольких образцах, подтверждают эволюцию ДР поверхности плакирующего слоя сплава Д16АТ в процессе циклической наработки. Зависимости изменения с числом циклов основных параметров ДР, полученные при различных значениях максимального напряжения в цикле, подобны и определяются уровнем данных напряжений.

- 1. Карускевич М.В., Засимчук Е.Э., Радченко А.И. Метод и датчик автономного неразрушающего контроля поврежденности и исчерпания несущей способности деталей и конструкций // Пробл. прочности. 1990. № 12. С. 110 114.
- 2. *Карускевич М.В., Корчук Е.Ю., Якушенко А.С., Маслак Т.П.* Оценка накопленного усталостного повреждения по насыщенности и фрактальной размерности деформационного рельефа // Пробл. прочности. 2008. № 6. С.128-135.
- 3. *Игнатович С.Р., Закиев И.М., Закиев В.И.* Методика бесконтактной регистрации поверхностного рельефа объектов в трехмерном нанометровом диапазоне // Авиационно-космическая техника и технология: Вып. 4 (20) Харьков: ХАИ, 2005 С. 46-49.

КВАНТОВЫЙ ПОДХОД К ПРОЦЕССАМ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ Кабалдин Ю.Г., Муравьев С.Н.

Россия, Комсомольский – на- Амуре технический университет, uru40@mail.ru

QUANTUM APPROACH to PROCESS of the STRUCTURIZATION and DESTRUCTIONS METALLIC MATERIAL UNDER USTALOSTNOM NAGRUZHENI.

YU.G. Kabaldin, S.N. Muravyev.

We shall Consider the quantum approach to process ustalostnogo permits metallic material.

Повышение надежности и долговечности машин обусловливает необходимость разработки металлических материалов с высокими эксплутационными свойствами, зависящих от их структурного состояния и его устойчивости как при статистических, так усталостных нагрузках.

В настоящее время существуют различные взгляды на механизмы структурных превращений в дефектной подсистеме металлических материалов, предшествующих возникновению микротрещин. В ряде работ структурные превращения рассматриваются с позиции теории синергетики как неравновесный фазовый переход, с образованием диссипативных структур в результате самоорганизации.

В последние годы развиваются новые представления о процессах деформации и разрушения металлических материалов, в основу которых положено использование положений теории синергетики. В работах В.Е.Панина твердое тело при деформации рассматривается как многоуровневая самоорганизующая система, в которой механизмы деформации на разных масштабных уровнях органически взаимосвязаны и самосогласованны в соответствии с принципом масштабной инвариантности. В ходе механического нагружения система эволюционирует и адаптируется к приложенным воздействиям, а элементы ее внутреннего строения (микроструктура) способны к саморегуляции. Пластическая деформация и разрушение нагруженных твердых тел связаны с потерей устойчивости на различных структурно-масштабных уровнях. Наиболее полно механизмы пластического течения изучены на микромасштабном уровне, связанном с деформационными дефектами кристаллической решетки твердых тел, теоретическое описание которых проводится на основе теории дислокаций.

Следует, однако, отметить, что при рассмотрении пластической деформации на различных масштабных уровнях, механизм их согласования не изучен. Как отмечает В.Е. Панин, описать их на основе микроскопического подхода математически затруднительно. Требуется также дальнейшее изучение механизмов пластической деформации, как результат движения дефектов кристаллического строения (дислокаций), определяющих структурные изменения в дефектной подсистеме, а также её взаимодействие с электронной подсистемой, механизм формирования субгрниц и их роль в процессах деформации и разрушения. Отсутствует удовлетворительное объяснение наличие порогового (критического) значения плотности дислокаций при формирования субграниц.

В.Е. Паниным указывается, что реакция системы дислокаций на внешнее воздействие определяется не столько индивидуальными свойствами дефекта, сколько солитонными свойствами ансамбля в целом. Иначе говоря, дислокацию можно представить как солитон, обладающего волновым пакетом с длиной волны - λ и частотой - ν . Солитонными свойствами, по-видимому, обладает каждая дислокация, но в большей степени они проявляются при их кооперативном взаимодействии, образующих ансамбли (кластеры). Тем самым, волновой пакет является характеристикой как отдельной дислокации, так и кластеров «одинаковых» дислокаций. Поэтому результирующее движение дислокаций в ансамбле будет определяться и их синхронизацией. Наделение дислокаций волновым пакетом позволяет описать ее эволюцию волновой функцией Шредингера и использовать квантовый подход для анализа структурных изменений как в дефектной, так и электронной подсиситеме.

При этом центральным моментом при построении волнового механизма движения дислокаций, является вопрос о механизме подкачки ее энергией. В термодинамических неравновесных атомных системах, это связано с изменением (генерацией) волн, излучаемых атомами при возбуждении электронов, прежде всего в ядрах дислокаций, имеющей атомную структуру. Исходя из квантовых

представлений, определена $\nu \partial$ - частота колебаний дислокаций: $E \partial = h \nu \partial$, или $V_{\partial} = \frac{A_{\partial}}{h}$, где $E \partial$ -

энергия дислокации, h – постоянная Планка. Расчет V_{∂} при $E\partial = 5$ электронвольт, частота имеет величину $V_{\partial} \sim 10^{-13}$ с, т.е. находится в диапозоне гиперзвуковых волн, совпадающих с частотой волн смещения (М.П. Кащенко), излучающих атомами. Иначе говоря, подкачка энергии движущейся дислокаций определяется резонансными явлениями в квантовой системе. Такой подход объясняет наличие порогового значения плотности дислокаций при формировании субграниц.

Таким образом, согласно нашей модели, решающим фактором в перестройке (самоорганизации) дислокаций, является волновой характер движения дислокаций. Причем движущейся силой самоорганизации дислокаций в упорядоченные субструктуры, как указывали выше, являются резонансы. В этой связи, вихревая упаковка структуры субграниц, обусловлена взаимодействием и наложением друг на друга групп дислокаций, имеющих различные частоты.

Ротационная укладка группы дислокаций в субграницах (это установлено электронной микроскопией), на наш взгляд, обеспечивает и информационное содержание. Дело в том, что согласованное движение групп дислокаций и структурные изменения не могут быть реализованы без обмена между ними и другими дефектами- информацией. Известно, что электроны обладают спином. Спин – проявление квантового характера развития микромира. Поэтому направление спинов будет оказывать не только стягивающее действие с закручиванием при коллективном взаимодействии дислокаций, но и влиять на обмен информацией между ними, т.е. между ядрами дислокаций по механизму квантовой телепортации.

Таким образом, разработанная нами квантовая модель самоорганизации дислокаций в дефектной подсистеме основывается на определяющей роли внутреннего механического поля и волнового характера движения дислокаций в процессе структурообразования субграниц. Поэтому формирование субграниц следует рассматривать как квантовое явление, в котором большую роль играет квантовый (волновой) хаос, обусловленный резонансными явлениями. Следует также отметить, что толщина субграниц, составляет порядка ~20...30 нм. Поэтому структурные превращения в дефектной подсистеме можно классифицировать как наноструктурирование. Образование устойчивых наноструктур в дефектной подсистеме в виде субграниц объясняет их повышенную сопротивляемость внешним нагрузкам.

Проведенный термодинамический и квантовый анализ позволил предложить обобщенную модель механизм зарождения микротрещин и их дискретного роста, при усталостном нагружении как результат последовательных, согласованных переходов на различных структурных уровнях. На микроуровне, размножение дислокаций приводит к росту искажения кристаллической решетки и снижению ее сдвиговой устойчивости с образованием разорванных межатомных связей и полос локализации деформации. Переход хаотической дислокационной структуры в кристаллической решетки, по мере роста плотности дислокаций в ячеистую и полосовую, как результат самоорганизации, контролируется внутренним механическим полем, являющимися параметром порядка и информатором. Формирование наноструктур в виде субграниц и рост степени перекрытия электронных орбиталей, повышает сдвиговую устойчивость кристаллической решетки движению вновь генерируемым дислокациям при дальнейшем росте деформации. Однако, образование устойчивых полос скольжения в зонах локализации деформации, по мере роста числа циклов нагружения, накопление здесь энтропии, разрушение субграниц и снижение устойчивости атомных кластеров, вследствие роста амплитуды колебаний атомов, и, в этой связи, переход на более высокий (мезо-) уровень, накопленная деформация передается в смежные зерна, либо в структурный приграничную зону деформации, вызывая распростронение микротрещин в смежные зерна, либо она расслаивается на межзеренных границах. Квантовый подход позволил также предложить нанокластерный механизм согласованного взаимодействия деформационных дефектов, образованных на микроуровне, с мезоуровнем, рассматривая их как единую квантовую систему со смешанным состоянием и декогеренцией. Поэтому взаимодействие деформационных дефектов в этой смешанной квантовой системе при их переходе из зерна в зерно, согласно принципу соответствия, возможен, если потенциальная энергия дислокационного нанокластера достаточна для преодоления границ зерен. либо соизмерима Предложенный механизм подтверждается экспериментальными исследованиями. Современное состояние квантовой механики позволяет описать смешанное квантовое состояние системы математически.

РАЗВИТИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ, ВЫЗВАННОГО ДЕЙСТВИЕМ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ В ТИТАНЕ МАРКИ ВТІ-0. Камышанченко Н.В., Никулин И.С., Кунгурцев М.С., Неклюдов И.М.⁽¹⁾, Волчок О.И.⁽¹⁾ Белгородский государственный университет, Россия. ⁽¹⁾ ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Украина. *nikulin@bsu.edu.ru*

DEVELOPMENT OF MECHANICAL TWINS CAUSED BY THE ACTION OF CONCENTRATED LOAD IN TITAN STAMPS VT1-0. Kamyshanchenko N.V., Nikulin I.S., Kungurtsev M.S. Belgorod State University, Russia Neklyudov I.M., Volchok O.I. National Science Center «Kharkov Institute of Physics and Technology», Ukraine.

Abstract.

In a technically pure grade titanium VT1-0 studied the development of twins layers caused by the action of concentrated load with a diamond indenter in the indentation plane (0001). The study was carried out recording the signals of acoustic emission.

В технически чистом титане марки BT1-0 изучалось развитие клиновидных двойниковых прослоек, вызванных действием сосредоточенной нагрузки при вдавливании алмазной пирамидки в плоскость (0001). Величина нагрузки на индентор ступенчато увеличивалась от 10г до 200г. После каждого нагружения на пирамидку в теле образца образовывался отпечаток, размеры которого менялись в зависимости от нагрузки на индентор. Под действием сосредоточенной нагрузки вокруг отпечатков на поверхности образца наблюдаются остаточные деформационные двойники.

Однако, после снятия внешнего напряжения у отпечатков не всегда сохраняется на поверхности образованные деформационные двойники. Как показывают параметры сигналов АЭ, существует пороговые значения этих величин, которые необходимо преодолеть упругому двойнику, чтобы сохраниться на поверхности в виде клиновидной формы.

Образованию упругого двойника предшествуют процессы деформационного скольжения, которые фиксируются приемной аппаратурой сигналов АЭ. Величина этих сигналов находится в пределах 0,2-0,5В. Последующий значительный рост амплитуды сигнала АЭ свыше 1,5В. соответствует появлению упругого двойника на поверхности образца. Отмеченная закономерность позволяет утверждать, что двойники зарождаются в наиболее деформированных скольжением областях кристалла [1].

Реализованная методика исследования позволяет получить некоторые данные об источниках двойникующих дислокаций, возбуждаемых набором концентраторов напряжений. В частности, измерение максимальной толщины двойника, развитие АЭ и величина параметров их импульсов, усредненное значение выделенной при этом энергии, возникшего у одного и того же стабильного концентратора напряжений, позволяет получить сведения об активности источника генерируемых двойникующие дислокации.

О размерах зоны, в которой работает дислокационный источник, можно судить по вовлечению в двойникование новых слоев кристаллической решетки с увеличением нагрузки на индентор, что хорошо корректирует с одновременным ростом выделенной энергии в процессе двойникования.

Линейная зависимость средней длины двойников от размера диагоналей отпечатков коррелирует с количеством роста упругих двойников при приложении к образцу концентрированной нагрузки, на основе которых создана дислокационная теория механического двойникования. [2]

Таким образом, образование двойников в процессе концентрированной нагрузки происходит из единого ансамбля двойникующих дислокаций, находящихся в зоне материнского кристалла.

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования БелГУ.

Литература.

- 1. **Ж. Фридель** Дислокации.- М.: Мир, 1967, с. 208-220.
- 2. **А. М. Косевич**, Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов. УФН, 1971, т. 104, вып. 2, с. 201-254.

СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ СТРУКТУР МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ

Колмаков А.Г., Пивоварчик С.В., Зверев А.А., Салько А.Е.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. г. Москва E-mail: kolmakov@imet.ac.ru

THE SYSTEM APPROACH TO THE DESCRIPTION OF STRUCTURES OF MATERIALS AND NANOMATERIALS

Kolmakov A.G., Pivovarchik S.V., Zverev A.A.

Now the description of structure of the material testing external influences, can be considered as effective, only under condition of use of representations about system character of a structure of materials. Especially actually it with reference to nanomaterials.

В настоящее время описание структуры материала, испытывающего внешние воздействия, может рассматриваться как эффективное, только при условии использования представлений о системном характере строения материалов. Особенно актуально это применительно к наноматериалам, что обусловлено прежде всего такими их специфическими особенностями как превращение границ раздела по существу в самостоятельную фазу и значительно большая по сравнению с обычными материалами склонность к образованию кластеров, структурных ансамблей и упорядоченных субструктур [1,2]. Материал, как система, обладает двумя качествами: целостностью (принципиальная несводимость свойств системы) и иерархичностью (каждый компонент системы может рассматриваться как система, а сама исследуемая система, в свою очередь, как один из компонентов более широкой системы) [3-5].

В настоящее время в материаловедении сформировалось несколько взаимодополняющих направлений, основывающихся на использовании системного подхода.

Прикладная синергетика рассматривает материал как открытую систему, свойства которой контролируются диссипативными неравновесными динамическими структурами (системами), обладающими самоподобием, у которых энергия упорядоченного процесса переходит в энергию неупорядоченного процесса и, в конечном счете, в тепловую энергию [6-9]. Считается, что процессы самоорганизации таких структур протекают на разных, взаимосвязанных между собой масштабных уровнях, отличаются стадийностью, нелинейностью, им свойственны неравновесные фазовые переходы и они могут математически описываться системой уравнений.

Ярко выраженным системным подходом обладает концепция физической мезомеханики [10-12]. Согласно этой концепции материал, например, при деформировании рассматривается как многоуровневая самоорганизующаяся система, в которой механизмы деформации на микро-, мезо- и макроуровнях органически взаимосвязаны в соответствии с принципом масштабной инвариантности (законом подобия). При этом различные материалы в различных условиях характеризуются различными сочетаниями масштабных структурных уровней и связанных с ними механизмов деформации. Система материала считается устойчивой к внешним воздействиям, в том случае, если она реагирует на эти воздействия только на микро- и мезоуровне, а макромасштабный уровень исключен.

Одним из перспективных подходов для системного описания структур материалов связан с использованием мультифрактальных представлений. Использовавшиеся ранее представления о модельных регулярных фракталах и фрактальной размерности оказались в целом не пригодны для описания структур реальных материалов, которые являются стохастическими фракталами [9,13-18]. Для этих целей на основе информационной интерпретации мультифрактального формализма была создана методология цифровой мультифрактальной параметризации структур реальных материалов [16-18]. Основой мультифрактального подхода является построение тем или иным способом меры множества, аппроксимирующего изучаемую структуру. Разбивая на ячейки евклидово пространство, охватывающее изучаемую структуру, каждой ячейке приписывается своя мера (вес) соответственно природе объекта. Наиболее информативными характеристиками, по изменению которых можно ценную получать дополнительную информацию 0 темпах протекания процессов структурообразования, смене механизмов формирования структур и т.п. являются: обобщенная энтропия (размерность) Реньи D_q, которая дает оценку неравновесности условий формирования изучаемых структур и может применяться в качестве эффективного средства распознавании структур, не различимых или слаборазличимых другими методами; f_q , позволяющая оценить степень

однородности изучаемой структуры; и Δ_q , отражающая степень упорядоченности и нарушения симметрии для общей конфигурации исследуемой структуры в целом.

Другим направлением системного подхода в материаловедении, можно рассматривать вейвлетный анализ, который представляет собой особый тип линейного преобразования сигналов и отображаемых этими сигналами физических данных о процессах и физических свойствах природных сред и объектов [18-21]. Вейвлетные функции базиса позволяют сконцентрировать внимание на тех или иных локальных особенностях анализируемых процессов. Для сравнения спектров различных профилограмм (например, для структур поверхности разрушения) можно использовать в частности две вейвлетные характеристики α и β [18,21]. Характеристика *α* является интегральной дисперсией разложения (спектра) относительно «идеального» сигнала. Чем больше упорядоченная составляющая сигнала тем α больше, а чем быстрее сигнал возвращается к среднему, тем α меньше. Характеристика β показывает максимальную неравномерность сигнала a ее вариант β_{uum} общую неравномерность сигнала относительно заданного уровня. Трактовка α и β зависит от выбора материнского вейвлета. Например, при анализе структуры поверхности износа [18,21] при материнском вейвлете в виде выделенного пика (анализ резких неровностей профиля), большие значения α отвечают большему износу, а большие β отвечают резко изрезанным профилям и большей неравномерности износа. При материнском вейвлете в виде площадки с резкими обрывами по краям (анализ относительно ровных участков профиля), α ведет себя также, а большие β отвечают профилям с ровными участками и равномерным износом. Использование вейвлет-спектра, получающегося в результате дискретного или непрерывного вейвлет-преобразования временного ряда, позволяет также исследовать самоподобие и иерархичность протекающих в материале процессов. [22,23]

Еще одним перспективным подходом является метод анализа кривизн структурных функций, который позволяет выявлять в изучаемой структуре наличие субструктур различных масштабных уровней и определять их характерные размеры [24,25]. При использовании данного метода изображение структуры материала сначала представляется в виде пространственных рельефов – распределения эффективных высот, а затем для каждого профиля рассчитывается структурная функция порядка *p*. Физический смысл той функции состоит в том, что ее рост при определенных

лагах Δ соответствует наличию в структуре корреляционных связей на таких масштабах. Прекращение роста с увеличением величины лагов означает разрушение (потерю) взаимосвязанности. Условная граница масштабов этих областей, определенная по тому или иному алгоритму, называется корреляционной длиной. Для одной изучаемой структуры может быть выделено несколько величин корреляционных длин. Они отражают размеры характерных элементов структуры и образованных ими структурных ансамблей или кластеров.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №09-03-01063, программ ОХНМ-02, П-18 и П-21.

- 1. Балоян Б.М. и др. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения. М.: Угрешская типография. 2007. 102 с.
- 2. Колмаков А.Г., Алымов М.И. // Перспективные материалы, 2006. №5. С.5-13.
- 3. Садовский В.Н. Основания общей теории систем. М.: Наука, 1974, 280 с.
- 4. Bertalanffy L. General System Theory., London, 1971.
- 5. Колмаков А.Г. // Нелинейный мир, 2006. т.4. №3. С.126-136.
- 6. Haken H., Advanced Synergetics, Berlin: Springer Verlag, 1993, 356 p.
- 7. Nicolis J.S. and Prigogine I., Exploring Complexity. An Introducction., New York: W.H. Freeman & Co., 1989, 328 p.
- Nicolis J.S., Dynamics of Hierarchical Systems. An Evolution Approach., Berlin: Springer Verlag, 1986, 397 p.
- 9. Иванова В.С. и др. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.:Наука, 1994.
- 10. В.Е.Панин Физическая мезомеханика и компьютерное моделирование материалов. -Новосибирск: Наука, 1995.
- 11. Панин В.Е., Панин Л.Е. // Физическая мезомеханика, 2004. Т.7. №4. С.5-23.
- 12. Панин В.Е., и др. // Физическая мезомеханика, 2006. Т.9. №3. С.2-22.
- 13. Feder J., Fractals, Plenum, New York, 1988.

- 14. Vstovky G.V. //Found.Phys., 1997, 27, №10, 1413-1444.
- 15. Встовский Г.В. Элементы информационной физики. М.: МГИУ, 2002. 260с.
- 16. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов., Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001, 116 с.
- 17. Колмаков А.Г. // Металлы, 2004, №4, с. 98-107.
- 18. Колмаков А.Г. Зверев А.А. // 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.
- 19. Блаттер К. Вейвлет-анализ. Основы теории. Москва, 2004. 280 с.
- 20. Левкович-Маслюк Л, Переберин А. Введение в вейвлет-анализ Москва: ГрафиКон'99, 1999.
- 21. Зверев А.А., и др. // Перспективные материалы, 2007. Спец.в., Сентябрь. С.603.
- 22. Waveletes, Fractals and Fourier Transforms / Ed. M.Farge, J. Hunt, J. Vassilicos Oxford: Clarendon Press, 1993.- 403 p.
- 23. Зайнетдинов Р.И. / Кн. Прикладная синергетика, фракталы и компьютерное моделирование структур (под ред. А.А. Оксогоева), Томкс: изд-во ТГУ, 2002.- С.238-253.
- 24. Vstovsky G.V.// Material Science (Medziagotyra), 2006, №2.
- 25. Нащекин А.В. и др. // Физика и химия обработки материалов, 2006. №4. С.26-34
ОРТОГОНАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ БАУШИНГЕРА

Комарцов Н.М., Лужанская Т.А., Рычков Б.А. Кыргызская Республика, Кыргызско-Российский Славянский университет, komartsovnm@mail.ru, rvchkovba@mail.ru

komartsovinn@man.ru, rychkovba@man.ru

BAUSCHINGER ORTHOGONAL EFFECT

Komartsov N.M., Lujanskaya T.A., Rychkov B.A.

Strain anisotropy which is arisen as Bauschinger effect is studied in this work. This effect is evaluated by the variation of cumulative plastic strain in case of stress state transition.

Рассматриваются экспериментальные данные, полученные [1] при испытании тонкостенных трубчатых образцов стали 45 путем чередования состояний одноосного растяжения и чистого кручения. При таких траекториях нагружения обычно оценивается так называемый ортогональный эффект Баушингера, когда после первого этапа приложения одного из указанных усилий и полной разгрузки при повторном нагружении сменяется вид напряженного состояния. В последнем случае о наличии или отсутствии проявления эффекта Баушингера иногда судят только по изменению условного предела текучести. Если он не изменяется по сравнению с первоначальным пределом текучести при данном напряженном состоянии, то считается, что исследуемый эффект отсутствует. Однако, не всегда рассматриваются полностью диаграммы повторного нагружения и не обращается внимание на изменение пластической деформации, накопленной от первоначального нагружения. Оказалось, что диаграммы повторного кручения и растяжения качественно отличаются между собой при сравнении их с соответствующими диаграммами при нагружении из исходного состояния. Предварительное кручение за пределы упругости не влияет на диаграмму последующего растяжения: она практически совпадает с диаграммой одноосного растяжения. Но как только начинает превышаться предел упругости, остаточная деформация от предыдущего кручения заметно уменьшается. Подобное явление пластической раскрутки деформированного за пределы текучести образца, впервые, по-видимому, наблюдал Фейгин [2]. Такое, необычное, на первый взгляд, поведение образца объясняется именно эффектом Баушингера, который проявляется в виде следующей кинематики деформации.

Рассмотрим элементарную площадку, выделенную на рабочей поверхности образца двумя кольцевыми и двумя продольными сечениями и развернутую на плоскость в виде квадрата. Проследим за ее трансформацией при переходе от кручения (и разгрузки) к растяжению.

При кручении квадрат превращается в параллелограмм при неизменном расстоянии между проведенными кольцевыми сечениями. Как известно, меньшая из диагоналей этого параллелограмма отражает деформацию сжатия вдоль направления наименьшего главного напряжения, а другая диагональ – соответствующую деформацию растяжения. После разгрузки разность этих относительных деформаций равна остаточной деформации чистого сдвига при кручении, связанной определенным соотношением с углом закручивания трубчатого образца. При повторном растяжении рассматриваемые диагонали начинают удлиняться так, что их концы располагаются в одних и тех же кольцевых сечениях (в силу непрерывности деформации и отсутствию изгиба при растяжении). Однако их относительная деформация удлинения оказывается разной: первая диагональ, приобретшая деформацию растяжения при кручении, будет деформироваться упруго, тогда как вторая, «сжатая» до этого, диагональ начнет растягиваться упруго-пластически (эффект Баушингера!). В результате относительное удлинение второй диагонали будет больше, чем у первой диагонали. Как следует из соответствующих геометрических построений, такая разница удлинений двух отрезков, выделенных указанным образом на цилиндрической поверхности образца, невозможна без изменения (в данном случае уменьшения) угла его закручивания, приобретенного при предварительном кручении. В результате и происходит указанная пластическая раскрутка образца при рассматриваемом нагружении. Упругая деформация в первом (бывшем главным при кручении) направлении заканчивается, когда в этом направлении будет достигнут тот же самый уровень напряжения, который был в момент разгрузки при кручении. Далее в обоих рассматриваемых направлениях будет происходить упруго-пластическая деформация от растяжения, не вызывающая изменение угла закручивания.

Такое же проявление эффекта Баушингера в виде аналогичной кинематики деформации происходит и в случае, когда растяжение сменяется кручением. Кроме того наблюдается и качественное отличие в диаграммах повторного нагружения. Это проявляется в следующем.

В тех направлениях, в которых при повторном нагружении кручением действует главное сжимающее напряжение, возникает приращение пластической деформации обратного знака по сравнению с накопленной при предварительном растяжении. Это имеет место практически сразу при перемене знака напряжения в этих направлениях. В результате такого эффекта Баушингера начальный участок диаграммы повторного нагружения кручением хотя и выглядит почти линейной зависимостью, отличается от такого участка при кручении из исходного недеформированного состояния (за счет того, что пластическая деформация от эффекта Баушингера накапливается с ростом напряжения вначале постепенно, почти по линейной зависимости). Соответственно уменьшается условный предел текучести при таком повторном нагружении по сравнению с пределом текучести при чистом кручении из исходного состояния. Никакого изменения упругих констант в этом случае не происходит. Разгрузка после достижения напряжения, при котором заканчивается влияние эффекта Баушингера, происходит по такому же линейному закону, как и упругое деформирование из исходного состояния. А влияние этого эффекта проявляется в том, что за пределом упругости упрочнение при рассматриваемом повторном нагружении становится больше, чем при чистом кручении из исходного недеформированного состояния. Кроме того, наблюдается также уменьшение накопленной при предварительном растяжении осевой деформации. Последнее, как и в предыдущем случае, заканчивается в тот момент, когда достигается в осевом направлении уровень напряжения, имевший место в момент разгрузки после растяжения. В этот момент повторного нагружения на диаграмме кручения упрочнение, если его оценивать по напряжению, выглядит незначительным; но деформация оказывается вдвое меньшей по сравнению с деформацией чистого кручения. Это объясняется тем, что в данном случае, до указанного напряжения, «работает» на пластическую деформацию только одно из главных направлений при кручении.

Обрисованную картину «пластической раскрутки» и «пластического укорочения» образца при осуществленных нагружениях удалось обнаружить, благодаря использованию прецизионной установки 04-1 (на которой первые свои эксперименты провел В.С. Ленский). Дело в том, что при повторном нагружении, в обоих этих случаях, возникает небольшое усилие (соответственно момент или растягивающая сила), препятствующее уменьшению накопленной предварительной деформации. Устранение этого усилия дает возможность проявления ортогонального эффекта Баушингера, оцениваемого не только повторными напряжениями, но и деформациями.

Выявленная кинематика пластической деформации отображается проведенными нами расчетами на основе концепции скольжения в трактовке М.Я. Леонова.

Литература

- 1. Рычков Б.А. Сложная деформация стали 45 // Сб. «К проблеме механики реального твердого тела». Фрунзе: Изд-во Илим, 1984. С. 66-78.
- 2. Фейгин М. Неупругое поведение при совместном действии растяжения и кручения // Сб. перев.: «Механика», 1956. №3. С. 125-139.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУР

<u>Коноваленко Ив.С</u>, Зольников К.П., Псахье С.Г.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, <u>ivkon@ispms.tsc.ru</u>

MOLECULAR-DYNAMICS INVESTIGATION OF NANOSTRUCTURE KINEMATICAL PROPERTIES Konovalenko Iv.S., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.

Molecular dynamics simulation of non-closed nanostructure behavior is carried out. These structures are formed by self-rolling of nano-sized bilayer Ni–Cu metallic films. Without external actions edges of nano-sized films can make weakly damped harmonic oscillations. Dependences of amplitude and oscillation frequency of nanostructures versus initial film sizes are investigated. Optimal geometric parameters of initial films, at which they oscillate with maximal amplitude, are determined. Obtained results are of interest from the point view of nanodevice developing for different purposes.

Распространенным способом получения наноразмерных структур является их формирование на основе многослойных кристаллической пленок, получаемых методом молекулярно-лучевой эпитаксии. При химическом травлении "жертвенного" слоя, соединяющего пленку с подложкой, пленка начинает отделяться и сворачивается в некоторую наноструктуру [1]. Свойства получаемых наноструктур определяются многими факторами: степенью кристалличности исходных многослойных пленок, их химическим составом и др. В тоже время при создании компонентов различных наноустройств, требуется формировать наноструктуры различных размеров. Поэтому целью настоящей работы является исследование влияния размеров исходных пленок на кинематические свойства формируемых на их основе незамкнутых наноструктур.

Расчеты в работе проводилось в рамках метода молекулярной динамики [2] с использованием многочастичных потенциалов межатомного взаимодействия [3]. Моделируемые незамкнутые наноструктуры формировались из двухслойных кристаллических пленок системы Cu-Ni различных размеров на основе подхода, развитого в работе [4].

Показано, что моделируемые двухслойные пленки в отсутствии внешних воздействий сворачиваются и совершают слабозатухающие колебания. Такой характер осцилляций связан с эффектом внутреннего трения, обуславливающего постепенный переход механической энергии колебаний пленки в тепловое движение атомов. Характеристики колебаний незамкнутых наноструктур оценивались по зависимости изменения расстояния между краями пленок от времени.

Для исследования влияния геометрического фактора на поведение наноструктур моделировались различные по толщине исходные бислойные пленки, в которых каждый из слоев (медный и никелевый) состоял из 5, 10, 15, 20 и 25 атомных плоскостей. Для каждого из моделируемых образцов подбиралась такая длина пленки, чтобы приведенная амплитуда колебаний незамкнутой наноразмерной структуры (отношение максимального изменения расстояния между осциллирующими краями пленки к ее исходной длине) составляла ~70%. Колебания с бо́льшими амплитудами могут привести к возникновению необратимых структурных изменений в ходе осцилляций и замыканию свободных краев наноструктуры. Расчеты показали, что зависимость длины исходных пленок от толщины для моделируемых наноструктур с указанной приведенной амплитудой колебаний в исследуемом диапазоне размеров хорошо описывается линейным законом.

Расчеты показали, что увеличение длины моделируемой незамкнутой наноструктуры при фиксированной толщине приводит к росту амплитуды колебаний. На рис. 1, *а* показаны зависимости изменения амплитуды колебания от длин исходных пленок, содержащих по толщине по 15 (кривая 1) и по 10 (кривая 2) атомных плоскостей Си и Ni. Согласно полученной зависимости приведенная амплитуда при фиксированной толщине нелинейно нарастает с увеличением начальной длины.

На рис. 1, б показаны зависимости изменения частоты колебаний моделируемых наноструктур от их исходной длины. Кривая 1 соответствует пленке с толщиной 15 слоев меди и 15 слоев никеля, а кривая 2 – с толщиной по 10 слоев обоих металлов. Видно, что частота колебаний достаточно быстро уменьшается с ростом длины исходной пленки. Анализ показывает, что для длин свыше 40 нм кривые на рис. 1, б хорошо описываются зависимостью $v \sim 1/L^2$, что согласуется с данными работы [4]. При меньших значениях длины пленки эта зависимость нарушается вследствие усиления влияния дискретности структуры.



Рис. 1. Влияние длины L незамкнутой наноструктуры на: a) амплитуду колебаний Am, приведенную к исходной длине пленки L, δ) на частоту колебаний v. Результаты приведены для разных толщин (в атомных плоскостях слоев Cu и Ni): 1) по 15, 2) по 10

Зависимость частоты колебаний бислойных пленок (с геометрическими размерами, при которых они совершают колебания с приведенной амплитудой 70%) от их толщины качественно аналогична диаграммам на рис. 1, *б*, тогда как зависимость амплитуды колебаний таких пленок от вышеуказанного параметра в исследуемом диапазоне толщин описывается линейным законом

Проведена оценка эффективности преобразования тепловой энергии, подводимой к незамкнутым наноструктурам, в энергию механических колебаний их краев при нагреве. Для изучения процесса трансформации подводимой тепловой энергии в механическую энергию колебаний свободных краев отрелаксированные при 200К наноструктуры нагревалась до 300К в одних случаях и до 500К в других масштабированием атомных скоростей. Моделирование процесса нагрева и характера осцилляций проводилось для пленок длинной в 50, 100, 150 и 200 параметров решетки и толщиной в 4, 6, 8 и 10 монослоев каждого сорта атомов. Для каждой из моделируемых пленок была подсчитана эффективность (η) преобразования тепловой энергии в механические колебания наноструктуры. Она оценивалась как отношение максимального изменения расстояния между краями наноструктуры к длине исходной пленки после ее нагрева до температуры 300К (рис. 2, σ). Расчеты показали, что нагрев незамкнутых наноструктур приводит к увеличению амплитуды колебаний.



Рис. 2 Изменение эффективности преобразования η тепловой энергии в механические колебания для наноструктур различной длины L и толщины d (d – выражена в количестве монослоев) при нагреве: a – до T = 300K; δ – до T = 500K

Из рис. 2 видно, что эффективность преобразования тепловой энергии для пленок с одинаковыми геометрическими размерами увеличивается с ростом температуры нагрева. Следует также отметить, что η возрастает с увеличением длины и уменьшением толщины исходной пленки. Таким образом, варьирование геометрическими параметрами исходной пленки позволяет целенаправленно влиять на эффективность преобразования тепловой энергии, подводимой незамкнутым наноструктурам в энергию их механических колебаний.

- 1. Nastaushev Yu.V., Prinz V.Ya., Svitasheva S.N. Nanotechnology 2005. V. 16 P. 908-912.
- 2. Rapaport D.C. The Art of Molecular Dynamics Simulation, Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1995.
- 3. Cai J., Ye Y.Y. Phys. rev. B. 1996. V.54. N.12. P. 8398–8410.
- 4. Псахье С.Г., Зольников К.П., Коноваленко Ив.С. Синтез и свойства нанокристаллических и субструктурных материалов / под ред. Коротаева А.Д. Томск: Изд-во Том. ун-та, 2007. С. 146–180.

СТАДИЙНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ Корнет Е.В.¹, Иванов Ю.Ф.², Семин А.П.¹, Воробьев С.В.¹

1. Россия, ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», e-mail:

gromov@physics.sibsiu.ru

2. Россия, Институт сильноточной электроники СО РАН, e-mail: yufi@mail2000.ru

DEFORMATION STRENGTHENING STAGES AND STRUCTURE-PHASE STATES OF QUENCHED CONSTRUCTIONAL STEEL

Kornet E.B.¹, Ivanov Yu.F.², Semin A.P.¹, Vorobiev S.V.¹

The investigations of defect substructure and phase composition evolution of previous quenched 0.38C1Cr3Ni1Mo1V steel on degree deformation growth are carried out by methods of diffraction electron microscopy and X-ray structure analysis. The stages of deformation strengthening curves are revealed. The analysis of the steel structure and phase composition evolution on compression is conducted and the quality and quantity regularities are established.

Целью настоящей работы являлось установление связей эволюции дефектной субструктуры и фазового состава закаленной конструкционной стали 38ХН3МФА, подвергнутой пластической деформации, со стадиями деформационного упрочнения.

Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг и рентгеноструктурного анализа. В качестве параметров структуры стали, характеризующих ее деформационное поведение, использовали величину скалярной и избыточной плотности дислокаций, средние размеры фрагментов, объемную долю микродвойников, плотность изгибных экстинкционных контуров, величину кривизны-кручения кристаллической решетки, средние размеры, плотность и объемную долю частиц карбидной фазы, объемную долю остаточного аустенита (γ-фаза).

На рисунке (кривая 1) приведен характерный вид кривой деформационного упрочнения. Для

изучения поведения коэффициента деформационного упрочнения стали $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ были построены

дифференцированных кривые $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} - \varepsilon$ (кривая 2). Можно выделить две стадии деформационного

упрочнения: стадию с параболической зависимостью σ - ϵ и убывающим коэффициентом упрочнения Θ и стадию со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения. Они соответствуют стадиям III и IV ГЦК сплавов. Для стадии III характерна параболическая зависимость σ - ϵ , быстрое убывание коэффициента упрочнения и полосовая субструктура, подобная структуре пакетного мартенсита. Для стадии IV характерно постоянное низкое упрочнение и развитие субструктуры с непрерывными и дискретными разориентировками, либо фрагментированной субструктуры.

Электронно-микроскопические микродифракционные исследования показали, что в результате закалки в стали 38ХНЗМФА формируется многофазная структура, состоящая из α-фазы, γфазы и частиц карбидной фазы. Основной является α-фаза, представляющая собой смесь кристаллов реечного (пакетного, дислокационного) мартенсита и кристаллов пластинчатого (дислокационного) мартенсита. Объемная доля кристаллов пакетного мартенсита составляет – 0.7; остальное - пластинчатый мартенсит.

Все изменения субструктуры закаленной стали при пластической деформации развиваются в объеме кристаллов мартенсита и приводят к увеличению скалярной $\langle \rho \rangle$ и избыточной ρ_{\pm} плотности дислокаций; при этом практически не изменяется тип дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита - как в исходном состоянии, так и в разрушенном образце в кристаллах мартенсита наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, однако размеры элементов сетки уменьшились, что и свидетельствует об увеличении скалярной плотности дислокаций с ростом степени деформации.

Развивается процесс фрагментации кристаллов мартенсита, сопровождающийся уменьшением размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации. Деформация стали сопровождается увеличением количества микродвойников в кристаллах мартенсита. Данный факт говорит о деформировании закаленной конструкционной стали не только скольжением дислокаций, но и путем двойникования.

INSTRON «Разницу можно измерить»



Рис.Кривая деформационного упрочнения (1) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения от степени деформации (2) закаленной стали 38ХНЗМФА (T = 940°C, 1,5 час.). Стрелками указаны степени деформации, при которых проводились электронно-микроскопические исследования структуры стали

Деформация стали сопровождается допревращением остаточного аустенита. Исследования, выполненные методами рентгенофазового анализа, выявили снижение объемной доли остаточного аустенита с увеличением степени деформации стали. При є=~0,2 остаточный аустенит методами рентгенофазового анализа в стали не выявляется.

Деформация стали сопровождается быстрым уменьшением продольных размеров фрагментов; поперечные размеры фрагментов практически не изменяются и равны поперечным размерам кристаллов пакетного мартенсита. Фрагментация структуры и одновременное скручивание и искривление кристаллической решетки ведут к нарастанию азимутальной и радиальной составляющих полной разориентировки объемов стали. На всем протяжении деформирования плотность микродвойников б возрастает, но скорость изменения этой характеристики структуры стали различна на разных стадиях упрочнения

Множественные изменения структуры и фазового состава стали находят свое отражение в виде зависимостей $\langle \rho \rangle(\epsilon)$, $\rho_{\pm}(\epsilon)$, $L(\epsilon)$, $\delta(\epsilon)$, которые изменяются синхронно с параметрами деформационного упрочнения.

Таким образом, для закаленной стали со структурой пакетного мартенсита характерно наличие стадийности на кривой «напряжение-деформация», синхронно с которой изменяются характеристики структуры и фазового состава стали.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КРИСТАЛЛИТЕ ТИТАНА Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.

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

MOLECULAR DYNAMICS STUDY OF PLASTIC DEFORMATION NUCLEATION IN TI CRYSTALLITE

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

The model based on molecular dynamics approach for investigation of plastic deformation nucleation particularities in Ti crystallite under deformation-thermal loading on microscale level was proposed. The investigations were carried out for wide interval of temperatures and loadings.

Достоинства титана и его сплавов как конструкционного металла общеизвестны. Основной стимул применения титана и сплавов на его основе в авиации, атомной энергетики, судостроении и двигателестроении – его высокая удельная прочность в широком интервале рабочих температур. Кроме того, титановые сплавы обладают хорошей коррозионной устойчивостью в атмосфере и довольно высокой прочностью при наличии надрезов. ГПУ сплавы титана обладают сравнительно небольшой прочностью, не подвергаются термической обработке, но сильно упрочняются при холодной деформации. Сплавы не хладноломки, легко свариваются и обладают высокой термической стабильностью, однако их недостатком является пониженная технологическая пластичность. ОЦК сплавы наиболее пластичны, но наименее прочные: при нагреве не испытывают фазовых превращений, следовательно могут быть использованы как коррозионно-стойкие, а также для кратковременных работ при высоких температурах (до 1200 С). Сплавы, состоящие из смеси ГПУ- и ОШК- фаз характеризуются лучшей технологической пластичностью в отожженном состоянии, меньшей склонностью к водородной хрупкости по сравнению с ГПУ сплавами и имеют высокую прочность, способность к термическому упрочнению. В настоящее время существует предположение, что механические свойства многофазных сплавов определяются не только структурно-фазовым состоянием, но и путями преобразования последнего. В этом случае решающую роль играет эволюция напряженно-деформированного состояния объекта, в процессе которой происходит не только преобразование дефектной субструктуры, но и образование, и распад метастабильных фаз. От того, по каким путям протекали эти фазовые превращения, зависят прочность, пластичность, трещиностойкость и другие эксплуатационные свойства обрабатываемого материала. Следует отметить, что возможности повышения функциональных и эксплуатационных характеристик этих материалов далеко не исчерпаны.

Важная роль в изучении закономерностей и особенностей деформационных процессов в поликристаллических материалах принадлежит методам компьютерного моделирования. В частности, метод молекулярной динамики является в данном контексте принципиально важным и широко применяется для изучения механизмов зарождения, эволюции и аннигиляции различных дефектов (вакансий и их комплексов, дислокаций, дефектов упаковки), процессов на межзеренных границах (включая тройные стыки) и т.д.

Одной из важных задач при изучении титановых сплавов является установление общих закономерностей трансформации структурно-фазового состояния ГПУ-ОЦК, получаемого методами термомеханической обработки с целью обеспечения высоких эксплуатационных качеств. Решение данной задачи позволит установить закономерности преобразования структуры и фазового состава титановых сплавов при механико-термических воздействиях, в том числе и вследствие деформационного фазового мартенситного превращения.

В данной работе предложена модель, основанная на молекулярно-динамическом подходе, для изучения особенностей зарождения пластической деформации в кристаллитах титана на микроуровне при деформационно-термическом воздействии. Исследования проведены для широкого интервала температур и нагружений. Для изучения структурных трансформации в моделируемом кристаллите использованы алгоритмы анализа локальных атомных конфигураций. Межатомное взаимодействие описывалось в рамках модифицированного метода погруженного атома.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №09-08-00498-а.

ТВИДОВАЯ СТРУКТУРА НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ КУБИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА Кузнецов П.В, Петракова И.В.

Россия, г. Томск, пр. Академический 2,4, ИФПМ СО РАН, Томск, kpv@ispms.tsc.ru

TWEED STRUCTURE ON THE SURFACE OF ALUMINIUM MONOCRYSTALS OF CUBIC ORIENTATION UNDER CYCLIC STRETCHING: THE EXPERIMENTAL EVIDENCE OF GRINFIELD'S INSTABILITY Kuznetsov P.V., Petrakova I.V.

It is shown, the tweed structure observed on a monocrystals aluminium surface of cubic orientation under cyclic stretching, is formed owing to the surface effect known as the Grinfield's instability. The period of tweed structure obtained experimentally is in the satisfactory accordance with a theoretical estimation on the basis of Grinfield's model in linear approach. Changing of the form of cross-section of tweed structure with increasing of number of cycles is in agreement qualitatively with results of numerical simulation of evolution of the Grinfield's instability in nonlinear approach. The conclusion is drawn, that under cyclic stretching of crystals of aluminium owing to the Grinfield's instability the additional channel of decreasing of elastic energy of the loaded crystal is in progress which leads to formation of tweed structure and is an alternative of dislocation sliding.

При исследовании закономерностей циклического растяжения моно- и поликристаллов алюминия обнаружена специфическая периодическая структура, которая представляет собой упорядоченную квадратную решетку шаровидных возмущений поверхности, со сторонами ориентированными под углом ~45 °к направлению действующей силы (рис.1). Впервые такая структура, названная авторами твидовой, наблюдалась в [1] на некоторых сторонах массивных образцов монокристалла алюминия {100}<001> при циклическом растяжении при комнатной температуре. В настоящей работе на основе анализа собственных и литературных данных показано, что образование твидовой структуры на поверхности кристаллов алюминия связано с поверхностным явлением, известным как нестабильность Гринфельда.



Рис.2. Трехмерное изображение твидовой структуры после $N_2 \sim 10000$ циклов растяжения а); поперечное сечение вдоль направления, показанного отрезком линии АБ (б). Атомно-силовая микроскопия (АСМ).

Нестабильность Гринфельда заключается в том, что негидростатически нагруженное твердое тело может понизить свою упругую энергию за счет перераспределения материала и образования рельефа на первоначально плоской поверхности, если существует какой – либо механизма массопереноса вдоль его поверхности. Перенос материала может осуществляться за счет контакта с химическим резервуаром, которым может быть соответствующий раствор или расплав в равновесии с твердым телом, в процессе эпитаксиального выращивания тонких пленок, или просто путем поверхностной диффузии. Таким образом, номинально плоский интерфейс является нестабильным относительно формирования поверхностных модуляций с длиной волны λ , больше некоторого критического значения λ_c , которое определяется конкуренцией между дестабилизирующим влиянием приложенного напряжения и стабилизирующим влиянием поверхностной энергии.

Вывод об образовании твидовой структуры на поверхности кристаллов алюминия при циклическом растяжении в результате нестабильности Гринфельда основан на двух фактах. Получено удовлетворительное соответствие между оценкой периода твидовой структуры на основе

DFMN-2009

модели Гринфельда в линейном приближении и экспериментальными значениями. Для оценки периода твидовой структуры по модели Гринфельда использовали выражение [2]: $k_{\text{max}} = \frac{2E}{1-\sigma^2} \frac{1}{\gamma} \varepsilon_{xx}^2$

где: к_{max} -критическое значение волнового вектора, Е –модуль упругости монокристалла алюминия

в направлении {100}, σ - коэффициент Пуассона, γ - поверхностное натяжение, ε_{xx} -наложенная на фольгу алюминия деформации. Оценку поверхностного натяжения (γ) получили на основе анализа ACM изображений (рис. 1) путем определения наклона угла (β) касательных к выступам твидовой структуры к плоскости поверхности фольги. Это условие можно записать в виде $2\gamma_s \sin\beta = \gamma \ rge \ \gamma_s \ u \ \gamma$ поверхностная энергия на единицу площади и поверхностное натяжение соответственно. Для определения величины приложенной к фольге деформации (ε_{xx}) использовали эмпирическую формулу Мэнсона, которая описывает зависимость кривой усталости в координатах «деформация – число циклов нагружения» [3]. Полученная оценка периода модуляций поверхности в результате нестабильности Гринфельда в линейном приближении λ ~4,2 мкм удовлетворительно согласуется с периодом твидовой структуры λ ~2,8 мкм, наблюдавшимся экспериментально на поверхности фольги монокристалла алюминия при циклическом растяжении.

Другой аргумент в пользу образования твидовой структуры на поверхности кристаллов алюминия вследствие нестабильности Гринфельда получен при анализе поперечных сечений твидовой структуры. Было установлено, что профили поперечных сечений твидовой структуры имеют синусоидальную форму при небольшом числе циклов нагружения N<~2000, а при N ≥~10000 циклов принимает форму циклоиды с плавным верхом и с острым трещиноподобным изломом внизу. Такая форма поверхности энергетически более предпочтительна, по сравнению с плоской поверхностью, что хорошо согласуется с результатами численного моделирования динамики развития нестабильности Гринфельда в нелинейном приближении.

Таким образом, предлагается следующий механизм образования твидовой структуры. При циклическом растяжении кристаллов алюминия в приповерхностном слое формируется область с высокой плотностью дефектов кристаллической структуры, которая обладает пониженной сдвиговой устойчивостью. Под действием неоднородного распределения плотности упругой энергии, которое определяется упругими анизотропными модулями монокристалла алюминия, в этой дефектной области формируется неоднородное распределение химического потенциала. В поле химического потенциала происходит перераспределение материала и образование твидовой структуры, что обеспечивает снижение упругой энергии кристалла. Таким образом, при циклическом растяжении кристаллов алюминия вследствие нестабильности Гринфельда реализуется дополнительный, и альтернативный дислокационному скольжению, канал снижения упругой энергии нагруженного кристалла.

Проведен анализ особенностей структуры кристаллов алюминия, которые способствуют развитию нестабильности Гринфельда и образованию твидовой структуры: а) ориентировка кристалла относительно действующей силы; б) высокая энергия дефекта упаковки, высокая вероятность поперечного скольжения дислокаций и образования точечных дефектов; в) низкая температура плавления высокочистых кристаллов алюминия; г) наличие окисной пленки.

Нестабильность Гринфельда может развиваться на границах зерен в объеме поли-, и нанокристаллических материалов, когда дислокационные механизмы пластической деформации затруднены и может являться одним из факторов, лимитирующих предел измельчения зерна при получении нанокристаллических материалов методами интенсивной пластической деформации.

Литература:

- 1. Videm M., Ryum N. Cyclic deformation of [001] aluminium single crystals // Materials science and Engineering. –1996. №219. P.1-10.
- J. Berrhar, C.Caroli, C.Lapersonner-Meyer, M.Schott.. Surface patterns on single crystals films under uniaxial stress: Experimental evidence for the Grinfeld instability/ Phys. Rev. B. -1992.- V.46.-N20.-P.13487-13485.
- 3. Трощенко В.Т.Прочность металлов при переменных нагрузках. Киев. Наукова думка. 1978, 176 с

Работа выполнена при поддержке фонда ИНТАС. Проект №04-80-707.

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СТРУКТУР НА ФОЛЬГАХ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ <001>{100} ПРИ НЕСВОБОДНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П.В., Петракова И.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, piv@ispms.tsc.ru

FRACTAL DIMENSION OF DEFORMATION STRUCTURES ON FOILS OF ALUMINIUM MONOCRYSTAL <001> {100} UNDER RESTRICTED CYCLIC STRAINING Kuznetsov P.V., Petrakova I.V.

The relief formed on foils of aluminium monocrystal <001> {100} pasted on flat samples of an aluminium alloy, which have been subjected to a cyclic straining within the elastic range, was investigated by means of a laser profilometer and optical microscopy. Fractal analysis of the obtained data has shown that the structural function of height of laser profilograms shows a linear fit in all range of the investigated scales. The structural function of inclination of optical images is characterized by two ranges of a linear fit, which allows one to define two Holder's exponents and corresponding upper limits of fractal behaviors. Dependences of fractal dimensions of laser profilograms and optical images of the foils of aluminium monocrystal on number of straining cycles have been obtained. The dependences obtained show four clearly defined stages, a transition from stage to stage corresponds with a changeover in the type of deformation structure on the foils.

В работе [1] при исследовании двухслойных систем в виде тонких фольг монокристаллов алюминия {100}<001>, наклеенных на подложки из высокопрочного сплава, подвергнутых циклическому растяжению в упругой области, наблюдали образование хорошо выраженных квадратных решеток различного масштаба. Было установлено [1], что регулярные решетки характеризуется самоподобием в диапазоне масштабов от нескольких долей микрона до нескольких сотен микрон.

В связи с этим, целью настоящей работы являлось исследование стадий и характерных масштабов формирования фрактального рельефа, образующегося на фольгах монокристаллов алюминия {100}<001> в процессе несвободного циклического растяжения с помощью фрактального анализа, как одного из наиболее эффективных методов количественного описания самоподобных объектов.

Анализ проводили по оригинальной методике определения фрактальной размерности с помощью структурной функции [2] путем обработки оптических изображений и лазерных профилограмм деформированных фольг. В первом случае использовали фрактальную модель наклона, при этом анализ данных проводился по сигналу яркости изображения, которая является функцией шероховатости рельефа поверхности. В случае обработки лазерных профиллограмм использовали фрактальную модель высоты, при этом анализировали функцию высоты профиля, также зависящую от шероховатости поверхностного рельефа.

Размеры анализируемых участков поверхности и в случае оптических изображений, и в случае лазерных профиллограм составляли 1200 ×1200 мкм², что позволило сопоставлять зависимости фрактальных характеристик от числа циклов растяжения, полученные двумя разными методами.

Перед анализом экспериментальных данных и определения фрактальной размерности, методика прошла тестирование на модельных поверхностях, полученных методом последовательных случайных сложений, предложенным Воссом [2]. Тестирование показало хорошее согласие между значениями фрактальной размерности, заданными при моделировании и рассчитанными с помощью программы обработки экспериментальных данных.

На зависимостях структурных функции, рассчитанных по оптическим изображениям, можно выделить три участка, на двух из которых экспериментальные точки описываются отрезками прямых линий, с наклоном по отношению к осям, а на зависимостях, соответствующих лазерным профиллограммам – только один участок. С ростом числа циклов растяжения наклоны отрезков прямых линий и длина их проекций на ось масштабов (в случае оптических изображений) изменяются.

Наличие прямолинейных участков свидетельствует о том, что образующийся рельеф монокристаллических фольг в данном диапазоне масштабов характеризуется самоподобием, что хорошо согласуется с наблюдаемыми металлографическими картинами. Изменение наклонов отрезков прямой линии по отношению к осям позволяет определить зависимость фрактальной размерности от числа циклов растяжения.

Полученные зависимости двух показателей Гельдера и соответствующих верхних границ

фрактального поведения на первом и втором мезомасштабном уровне от числа циклов растяжения для оптических изображений и зависимости фрактальной размерности от числа циклов нагружения для лазерных профилограмм приведены на рис.1,а,б,в. Из соображений более наглядного представления результатов фрактального анализа оптических изображений на рис.1,а,б приведены зависимости показателей Гельдера H₁, H₂ а не фрактальных размерностей D₁, D₂.в зависимости от числа циклов растяжения.



Рис.1. а) б) зависимости показателей Гельдера оптических изображений H_1 и H_2 (**■**) и соответствующих им верхних границ длин корреляции L_{max1} и L_{max2} (\circ) и зависимость фрактальной размерности лазерных профиллограм $D_f(\Box)$ (в) от числа циклов растяжения N.

Наблюдается четыре стадии изменения показателей Гейдера H₁, H₂ и верхних границ фрактального поведения L_{max1} и L_{max2} с ростом числа циклов растяжения, рассчитанных по оптическим изображениям (рис.1,а,б). Эти стадии выделены штриховыми вертикальными линиями и обозначены римскими цифрами I, II, III, IY (рис.1,а,б). Стадийное поведение фрактальной размерности рельефа поверхности образцов при активном и циклическом растяжении наблюдалось ранее в [3]. Ступенчатый рост фрактальной размерности рельефа авторы [3] объясняли переходом на более высокий структурный уровень пластической деформации с ростом степени пластической деформации.

Зависимость от числа циклов растяжения лазерных профиллограмм также показывают наличие четырех стадий (рис.1, в). Они условно выделены штриховыми вертикальными линиями и обозначены римскими цифрами I, II, III, IY (рис.1,в).

Сопоставляя зависимости фрактальных характеристик с результатами исследования образования самоподобных структур и их эволюции с ростом числа циклов растяжения [1], установлено, что смена типа структур совпадает со сменой стадий фрактальных характеристик. При достижении N~10 000 циклов растяжения на фольгах формируется рельеф, состоящий на макроуровне из макроскопических полос, одновременно на микроуровне образуется твидовая структура. На графиках изменения фрактальных характеристик при этом числе циклов растяжения наблюдается переход I стадии на II. При достижении N~60 000 циклов растяжения на фольгах монокристалла на макроуровне образуется система диагональных макроскопических полос, одновременно на микроуровне растяжения на фольгах монокристалла на макроуровне образуется система диагональных макроскопических полос, одновременно на микроуровне наблюдается формирование твидовой структуры внутри макроскопических полос. На зависимостях изменения фрактальных характеристик при этом также наблюдается смена стадии II на стадию III. Переход на стадию IV также совпадает с началом формирования многочисленных трещин на фольгах монокристалла.

В результате проведенной работы можно сделать вывод о том, что наблюдается хорошее согласие между зависимостями характеристик, полученных при фрактальном анализе оптических изображений и лазерных профилограмм от числа циклов растяжения (рис.1), и результатами исследования образования и эволюции самопободных структур на поверхности монокристаллических фольг [1].

Выражаем благодарность проф. Засимчук Е.Э., с.н.с. Гордиенко Ю.Г. и др. (ИМФ НАН Украины) за предоставленные фольги монокристаллов алюминия. Работа была выполнена при финансовой поддержки фонда ИНТАС (проект № 04-80-7078). *Литература:*

1. П.В. Кузнецов, И.В. Петракова, Ю.Г. Гордиенко, Е.Э. Засимчук, В.Л. Карбовский. Образование самопободных структур на фольгах монокристаллов алюминия {100}<001> при циклическом растяжении. Физическая мезомеханика. 2007, Т.10, №6, С. 33-42.

2. Е. Федер. Фракталы. Пер.с англ. М.: Мир. 1991, 254 с.

3. П.В. Кузнецов, В.Е. Панин, Ю. Шрайбер. Фрактальная размерность как характеристика стадий деформации на мезоуровне при циклическом и активном нагружении. Материаловедение. 2000, №10, С.23 – 29.

СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В МИГРИРУЮЩЕЙ НЕСОРАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЕ ЗЕРНА Кульков В.Г., Поляков А.С.

Россия, филиал Московского Энергетического института (технического университета) в г. Волжском. e-mail: polyakov@physicsdepartment.ru

UNCONFINED SPACE IN MIGRATING INCOMMENSURATED GRAIN BOUNDARY Kulkov V.G., Polyakov A.S.

Report shows, that total amount of vacancies in the grain boundary grow in second power of grain boundary migration rate. This result is based on model of incommensurated grain boundary migration, described earlier.

Согласно общепринятым оценкам [1], относительная доля специальных границ в нетекстурированном поликристалле невелика и составляет величину порядка 10%. Эта доля может быть еще меньше в материале, находящемся в неравновесном состоянии в процессе его пластической деформации. Несмотря на большое разнообразие возникающих атомных конфигураций в границах общего типа, а также моделей их строения, общим их свойством является наличие так называемой несоразмерности геометрических элементов зернограничной структуры [2]. Характерным для нерелаксированной структуры границ с несоразмерностью является равномерное распределение координат атомов одного из кристаллитов в приведенной ячейке структуры другого кристаллита. Основным параметром, характеризующим геометрическое положение и энергию приграничных атомов, является так называемый параметр несовпадения, который для различных типов границ может быть скалярной или векторной величиной. Кинетика релаксационных процессов для неспециальных границ описывается на основе рассмотрения функции распределения атомов по параметру несоответствия для различных энергетических состояний.

В рассмотренной ранее модели миграции несоразменой границы наклона [3] вводились функции распределения атомов по дистанциям $f_i(z)$, численно равные вероятности нахождения атома в своей позиции. Отмечается, что эти функции распределения имеют непрерывный характер. В модели, на основе численных расчетов структуры границ, проведенных в [1], качественно строится зависимость энергии граничных атомов от дистанции $W_i(z)$.

С учетом различия энергетического состояния атомов вычисляется энергия образования вакансий *U* и вычисляется локальная атомная доля вакансий в границе:

$$C(z) = f_1(z) \exp\left(-\frac{U - W_1(z)}{kT}\right) + f_2(z) \exp\left(-\frac{U - W_2(z)}{kT}\right).$$

Подставив в это выражение значения функций распределения, и, выполняя преобразования, вычитая из него объемную долю вакансий, получаем среднюю избыточную по отношению к объему кристаллитов атомную долю вакансий в границе:

$$\langle C \rangle = \exp\left(-\frac{U}{kT}\right)\left(\exp\left(\frac{W_m}{kT}\right)\left(A + Bv^2\right)\right),$$

где W_m – термодинамическая движущая сила, A,B – константы, определяемые видом зависимостей $W_i(z)$, не зависящие от v, v – скорость миграции границы.

Избыточная атомная доля вакансий в мигрирующей границе квадратично зависит от величины скорости ее миграции, возрастая с последней. Этот результат получен в области малых значений движущих сил миграции, когда связь скорости границы с величиной этих сил линейна. Такое изменение количества вакансий обуславливает увеличение свободного объема мигрирующей границы, что связано с возрастанием степени ее неравновесности [4].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. М.: Металлургия, 1980, 154 с.

2. Даринский Б.М., Сайко Д.С., Федоров Ю.А. Скольжение по границе, образующей несоизмеримую структуру, Известия Вузов. Физика, 1987, № 9, с. 53-57.

3. Кульков В.Г., Поляков А.С. Атомный механизм миграции несоразмерной границы наклона, Деформация и разрушение материалов, 2008, № 11, с. 42-47.

4. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: Физматлит, 2004, 304 с.

DFMN-2009

ПРИЧИНЫ РАЗВИТИЯ НЕОДНОРОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Голосова Т.Н., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет, e-mail: dvl-tomsk@mail.ru

CAUSES OF DEVELOPMENT OF THE PLASTIC DEFORMATION HETEROGENEITY OF FCC SINGLE CRYSTALS AT COMPRESSION

Lychagin D.V., Alfyorova E.A., Golosova T.N., Lychagin A.D., Starenchenco V.A.

The results of crystallographic and geometry analysis of shear in the FCC single crystals are presented. The evolution of single crystals deformation relief with loading is investigated. The connection between shear fragmentation, scheme of main stress and heterogeneity of plastic deformation is shown.

Исследования показали [1,2], что пластическая деформация металлических монокристаллов идет фрагментировано с образованием деформационных доменов. Домен – область монокристалла, отличающуюся от соседних областей направлением вектора макросдвига (мезосдвига). Анализ деформации предполагает рассмотрение ее проявления на разных масштабных уровнях, а, именно, необходимо изучить организацию пластической деформации, которая зависит от ряда факторов: величины напряжения и схемы напряженного состояния, а также условий приложения нагрузки; механизмов деформации; установки монокристалла (кристаллогеометрии сдвига). Влияние этих факторов в настоящей работе рассматриваются на примере ГЦК-монокристаллов.

Получение монокристаллов, определение кристаллографической ориентации граней, методика приготовления образца изложена в работе [2]. Деформацию образцов осуществляли сжатием при комнатной температуре со скоростью 3×10^{-4} с⁻¹.

1. Влияние кристаллогеометрической установки

При рассмотрении организации деформации монокристаллов важным является не только кристаллографическая ориентация образца относительно оси деформации, но и ориентация плоскостей сдвига в его объеме (кристаллогеометрическая схема), что будет определять особенности реализации деформации при осадке образца. Для [001]-монокристаллов равнонагруженными являются четыре октаэдрические плоскости по два направления сдвига в каждой. Их расположение в объеме образца с соотношением высоты к ширине равном 2 с боковыми гранями $\{110\}$ показано на рис. *а*. В зависимости от расположения плоскостей сдвига в объеме образца возможны три случая: 1) сдвиг в объёме V₂, где плоскости октаэдрического сдвига со всех сторон имеют выход на свободные боковые поверхности; 2) объем V₁, в котором плоскости ограничены с одной стороны пуансонами испытательной машины (рис. δ); 3) объем, в котором плоскости ограничены с двух сторон пуансонами и в плоскости скольжения действуют обратные напряжения от противоположного пуансона (для рассматриваемого случая он не реализуется). Схема разбиения для одной группы равнонагруженных плоскостей скольжения показана на рис. δ , четырех – на рис. *в*. Схема картины сдвига в монокристаллах алюминия представлена на рис. *г*. Она близка теоретической схеме (рис. *в*), когда наиболее активно сдвиг идет по двум октаэдрическим плоскостям из четырех.



Подобным образом может быть рассмотрена теоретическая картина фрагментации ГЦКмонокристаллов других ориентаций оси сжатия с разными вариантами кристаллографических ориентаций боковых граней [1].

2. Картина деформационного рельефа в условиях схемы одноосного сжатия

В [001]-монокристаллах основным механизмом деформации является сдвиг путем скольжения по параллельным октаэдрическим плоскостям и основным элементом деформационного рельефа являются следы скольжения или сдвига. В зависимости от кристаллогеометрической установки организация сдвига и, следовательно, картина фрагментации в монокристаллах с разными боковым гранями отличается [1]. Экспериментально наблюдаемая картина сдвига различается в монокристаллах разных металлов, но близка к теоретически возможной.

Анализ картины деформационного рельефа монокристаллов других ориентаций показывает, что структурными элементами деформации могут быть мезополосы и макрополосы деформации [1]. Мезополосы характерны для монокристаллов с ориентацией оси сжатия [110], а макрополосы – [111]. Мезополосы наблюдаются в монокристалле при действии четырех равнонагруженных систем сдвига (две плоскости скольжения по два направления в каждой). Макрополосы формируются, когда равнонагруженными являются шесть систем сдвига (три плоскости скольжения по два направления в каждой). В центральной части образца наблюдаются системы из параллельных мезо- или макрополос деформации. Однако, ближе к торцам образца могут наблюдаться ряд особенностей, которые в первую очередь связаны с изменением схемы главных напряжений.

3. Распределение напряжений в образце при сжатии

При приложении нагрузки к образцу, характер внешнего поля напряжения в образце меняется. Основные причины, которые этому способствуют: сила трения между материалом и деформирующей частью машины и форма тела, подвергаемого деформации.

При сжатии образцов вблизи его торцов возникает область всестороннего неравномерного сжатия, а в центральной части реализуется схема одноосного сжатия. При уменьшении высоты образца схема главных напряжений меняется: в середине образца на схему неравномерного всестороннего сжатия, а вблизи боковых поверхностей на схему сжатия-растяжения.

Расчеты, проведенные с использованием метода конечных элементов показывают, что тензор деформации различается в локальных участках образца [3]. Для образца в форме параллелепипеда максимальная внешние напряжения распределяются так, что их наибольшая величина достигается у вершин образца и приторцевых ребер. В этих областях величина напряжений всегда превышает среднюю по образцу и, в этом смысле, их можно рассматривать как базовые концентраторы напряжений. В зависимости от ориентации плоскостей сдвига в объеме образца вершины образца и приторцевые ребра играют роль точечных или линейных источников концентрации напряжений.

Таким образом, различие тензора локальных напряжений приводит к отличию в величине локальной деформации. Установка монокристаллов влияет как на локальные напряжения, так и на возможность релаксации этих напряжений путем реализации деформации определенными структурными элементами (механизмами деформации). Авторами показано [4], что чем крупнее носитель деформации, тем большую неоднородность он вызывает на мезо- и макроуровне.

Литература

1. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦКрешеткой // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 103–113.

2. Организация деформации в монокристаллах никеля с ориентацией оси сжатия [001] и боковыми гранями {110} / Д.В. Лычагин, В.А. Старенченко, Р.В. Шаехов, Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т.8. – №2. – С. 39–48.

3. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А. Фрагментация и симметрия ГЦК-монокристаллов при сжатии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2006. – № 2. – С. 9–12.

4. Лычагин Д.В., Шаехов Р.В., Алфёрова Е.А. Влияние кристаллогеометрической установки на неоднородность сдвиговой деформации ГЦК монокристаллов при сжатии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2008. – № 2. – С. 101–108.

ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СТАДИИ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ Малашенко В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины E-mail: malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua Донецкий национальный технический университет, Украина

SPECIFIC FEATURES OF DISLOCATION DYNAMICS AT EASY SLIP STAGE IN HYDROSTATICALLY COMPRESSED METALS Malashenko V. V.

The slip of an edge dislocation in hydrostatically compressed metals through a system of parallel immobile dislocation dipoles oriented parallel to it has been investigated. Kinetic energy of a moving dislocation transforms into the energy of natural vibrations of a pair of edge dislocations (forming a dipole). The dynamic drag force of moving dislocation caused by this mechanism is calculated. It is shown that hydrostatic pressure essentially affects this force.

Известно, что дислокационные диполи способны оказывать существенное влияние на неупругие свойства кристаллов [1]. Такие диполи в большом количестве образуются на стадии легкого скольжения при деформации металлов и щелочно-галоидных кристаллов. При деформировании мягких металлов даже приложение сравнительно невысоких напряжений приводит к тому, что дислокации начинают двигаться с высокими скоростями, совершая надбарьерное движение и преодолевая потенциальные барьеры без помощи термических флуктуаций. Динамическое взаимодействие дислокаций с точечными дефектами исследовалось в работах [2-4]. В работе [5] теоретически исследовалось движение одиночной винтовой дислокации через систему параллельных ей винтовых дислокаций с высокой скоростью. При таких скоростях движение дислокации лимитируется динамическими механизмами торможения. В настоящей работе предлагается новый механизм диссипации энергии движущейся краевой дислокации, взаимодействующей с липолями. Дислокационный диполь рассматривается лислокашионными как линейный гармонический осциллятор, колебания которого возбуждаются благодаря взаимодействию с Частота этих колебаний в кристалле, не подверженному движущейся дислокацией. гидростатическому сжатию, $\omega_0 \approx c/a$, где c - скорость поперечных звуковых волн, a - расстояние между дислокациями, образующими диполь. В гидростатически сжатом кристалле, согласно [6], сила взаимодействия дислокаций возрастает. Это приводит к увеличению собственной частоты колебаний диполя $\omega(p) = \omega_0(1+\beta p)$, где *p* - гидростатическое давление, β - коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла. В случае больших деформаций, вызываемых сверхвысоким давлением, методы линейной теории упругости, основанные на законе Гука, неприменимы: необходимо использовать теорию конечных деформаций (нелинейную теорию упругости). Сила торможения дислокации, возникающая в результате возбуждения колебаний дислокационного диполя, определяется выражением

$$F = \frac{b^4 \mu^2 (1 + \beta p)}{16m\omega_0 (1 - \gamma)^2} \frac{n}{v}.$$

(1)

Здесь где μ - модуль сдвига, n - плотность диполей, m - масса дислокации, b - модуль вектора Бюргерса, γ - коэффициент Пуассона. Поскольку эта сила обратно пропорциональна скорости скольжения дислокаций, при высокой концентрации диполей может реализоваться ситуация, когда повышение скорости деформации приведет к понижению предела текучести кристалла.

Список литературы

- 1. Фридель Ж. Дислокации. М: Мир. 1967. 644 с.
- 2. Малашенко В.В.// ЖТФ. 2006. Т. 76. С. 127.
- 3. Малашенко В.В.// ФТТ. 2006. Т. 48. С. 433.
- 4. Малашенко В.В.// ФТТ. 2007. Т. 49. С. 78.
- 5. Нацик В.Д., Миненко Е.В.// ФТТ. 1970. Т. 12. С. 2099.
- 6. Токий В.В., Зайцев В.И. // ФТТ. 1973. Т.15. Вып. 8. С.2460-2467.

ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ Марущак П.О., Бищак Р.Т., Сорочак А.П.

Тернопольский государственный технический университет имени Ивана Пулюя, г. Тернополь, Украина, Maruschak@tu.edu.te.ua

THE INFLUENCE OF TEMPERATURE ON THE HEAT - RESISTANT STEEL DEFORMATION AND FRACTURE LAWS

Maruschak P.O., Bishchak R.T., Sorochak A.P.

It was investegated the influence of temperature on the heat - resistant steel 25Kh1M1F and 15Kh13MF fracture laws on macro- and microscale levels. The comparative analysis of morphology of fractures surfaces has been done for investigational materials.

Пластическая деформация теплостойких сталей сопровождается развитием микродефектов, которые являются аккомодационной поворотной модой деформации. При этом экспериментально установлено, что процессам трещинообразования обязательно предшествуют процессы структурной деградации и изменения дислокационной структуры. Кинетика накопления повреждений теплостойких сталей металлургического оборудования в эксплуатационных условиях определяется исходным структурным состоянием и механизмами разрушения.

В этой связи весьма важным является физический анализ механизмов разрушения материалов при нормальных и высоких температурах.

В работе исследованы стали 25Х1М1Ф и 15Х13МФ, что используются для изготовления роликов машин непрерывного литья заготовок. Проводили испытания образцов диаметром 5,0 мм на статическое кратковременное растяжение при температурах 20, 600 °C на автоматизированной испытательной установке СТМ-100. Анализировали механизмы разрушения материалов на растровом электронном микроскопе РЭМ-106И. Определяли средние размеры и внутреннее строение морфологических элементов рельефа поверхности разрушения образцов.

Сталь 25Х1М1Ф имеет феррито-перлитную структуру, с размером зерен 30...50 мкм. Для стали 15Х13МФ характерно феррито-мартенистное строение, в результате закалки и последующего низкотемпературного отпуска формируется структура пакетной и пластинчатой морфологии. При пластическом деформировании наблюдается повсеместная фрагментация кристаллов мартенсита.

Установлено, что сталь 25Х1М1Ф имеет высокую пластичность при 20 и 600 °C. Повышение температуры испытаний отрицательно сказывается на прочностных свойствах материала. При этом на диаграмме появляется участок текучести, что очевидно, связано с разупрочнением материала, рис. 1а.



Рис. 1. Диаграммы деформирования сталей 25Х1М1Ф (а) и 15Х13МФ (б) при 20°С (1) и 600°С (2)

При 20 °C сталь 15Х13МФ разрушается при деформациях примерно в 4 раза меньших чем сталь 25Х1М1Ф, рис. 16. Форма диаграммы свидетельствует про хрупкость материала. Прочностные свойства стали 15Х13МФ более чем в 1,5 раза ниже чем у стали 25Х1М1Ф. При температуре

DFMN-2009

испытаний 600 °C сталь разрушается пластично. На диаграмме деформирования заметно значительную пластическую деформацию.

Для стали 25X1М1Ф характерен ямковый рельеф разрушения. Наблюдаются широкие ямки в местах выхода нерастворившихся дисперсных частиц, рис. 2a.



Рис. 2. Микромеханизмы разрушения стали 25Х1М1Ф (а,б) и 15Х13МФ (в,г) при 20°С (а,в,) и 600°С (г,д)

Изломы вдоль таких границ также возникли в результате слияние пор, то есть содержат ямки. Сравнивая изображения поверхности разрушения, отметим, что при 600 °C количество ямок на равной площади заметно возросло, что свидетельствует об увеличении пластичности стали 25Х1М1Ф.

Поверхность разрушения стали 15Х13МФ испытанной при 20 °С представлена участками скола, обрамленными полосками вязкого микроямкового отрыва (рис.1а). В изломе стали 15Х13МФ преобладает внутризеренный механизм разрушения, что обусловлено пониженной плотностью дислокаций вдоль границ раздела феррита и мартенсита. Фасетки скола имеют сложный рельеф в виде ручьистого узора, отражающий изломы пакетов субзерен по различным кристалографичным направлениям. Разрушение сколом произошло путем слияния в единую поверхность нескольких локальных трещин расположенных, в найменее благоприятно ориентированных плоскостях отдельных зерен и субзерен. В результате пластической деформации и разрыва перемычек между трещинами создаются элементы микрорельефа в виде гребней и ступенек. Наличие в изломе гладких участков вероятно связано с интенсивной деформацией сдвига.

При 600 °C сталь 15Х13МФ имеет вязкую структуру излома, что обусловлено зарождением микропор на дисперсных включениях. Микромеханизмы разрушения подтверждают изменение кинетики деформирования материала. Сканирование боковой поверхности образцов стали 15Х13МФ испытанных при различных температурах подтвердило качественное отличие механизмов накопления пластических повреждений даной стали.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРНОГО ФАКТОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ВДАВЛИВАНИИ Матюнин В.М.

Московский энергетический институт(технический университет), MatiuninVM@mpei.ru

INFLUENCE OF SCALE LEVEL ON MECHANICAL PROPERTIES OF METAL, MEASURED BY STRETCHING AND INDENTATION METHODS

Matiunin V.M.

The influence of scale factor on mechanical properties of metal, measured by stretching and indentation methods is shown. The diameter of stretching sample and the diameter of spherical indentor were chosen as the parameters of scale factor. The common character of durability, hardness and strain hardening change when stretching and indentation of samples on macro, meso, micro levels of plastic deformation was determined. The conditions of similarity for conversion hardness to durability on different scale levels were offered.

Размерный фактор и его влияние на механические свойства материалов с давних пор вызывают научно-практический интерес, который возрос в последние годы в связи с бурным развитием наноматериаловедения и нанотехнологий [1-3]. Размерный фактор состоит в изменении размеров образцов для механических испытаний, зоны пластической деформации, деформируемого объема, зерна и других элементов структуры и субструктуры материала. В качестве уровней размерного фактора обычно используются макро-, мезо-, микро-, наноуровни в зависимости от размера характерного параметра.

В настоящей работе исследовано влияние размерного фактора на механические свойства металла, определенные растяжением подобных образцов с различным исходным диаметром сечения d_0 и вдавливанием сферических инденторов с различным диаметром D или радиусом при вершине R=D/2. Для механических испытаний были взяты углеродистые стали марок 20, 30, 45, поставленные в виде прутков диаметром 20 мм. Из прутков были изготовлены цилиндрические пятикратные образцы различного диаметра в диапазоне от 0,5 до 14 мм и шайбы для испытаний вдавливанием. После изготовления разрывные образцы и шайбы подвергались электролитному плазменному полированию для снятия наклепа в поверхностном слое.

Испытания образцов растяжением выполняли на машине «Инстрон», позволяющей изменять шкалы нагрузок в зависимости от исходного диаметра образца. Испытания вдавливанием выполнялись на приборе МЭИ-Т7, снабженном сменными силовыми пружинами в зависимости от диаметра индентора и усилия вдавливания [4]. При растяжении были определены предел текучести S_{0,2}, условное $\delta_{\rm B}$ и истинное $\epsilon_{\rm B}$ =ln(1+ $\delta_{\rm B}$) равномерное удлинение, условное $\sigma_{\rm B}$ и истинное S_B= $\sigma_{\rm B}(1+\delta_{\rm B})$ временное сопротивление. При вдавливании были определены твердость по Мейеру на уровне предела текучести HM_{0,2}, твердость по Мейеру на уровне временного сопротивления HM_B, параметр упрочнения n, входящий в уравнение Мейера: P=adⁿ (P-нагрузка вдавливания, а-коэффициент, d-диаметр отпечатка).

Методика и формулы для определения HM_{0,2} и HM_B предложены автором в [4]:

$$n-2$$
 $n-2$
HM_{0,2}=(4A/ π)(d/D)_{0,2}; HM_B=(4A/ π)(d/D)_B,

где (d/D)_{0,2} - относительный диаметр отпечатка на уровне предела текучести при остаточной контактной деформации 0,2%; (d/D)_B – относительный диаметр отпечатка на уровне временного сопротивления при контактной деформации близкой к предельной равномерной деформации при растяжении; A=aDⁿ⁻².

На рис.1 представлены зависимости $S_{0,2}$, S_B , ε_B от d_0 , а на рис.2 – зависимости $HM_{0,2}$, HM_B , п от D для стали 20. Аналогичные зависимости были получены и для других марок стали. Как следует из рис.1-2 резкое увеличение $S_{0,2}$ и S_B начинается при $d_0 < 1$ мм, а $HM_{0,2}$ и HM_B – при D<1мм. В этой области изменения d_0 и D размерный уровень деформации перемещается от макро к мезо – и микроуровням. Если, например, за критерий размерного уровня деформации при вдавливании индентора условно выбрать диаметр отпечатка, то можно условно принять, что макроуровень - d=100 – 10 мкм, микроуровень – d=10—1мкм и наноуровень - d<1 мкм. В выполненных экспериментах испытания вдавливанием были проведены на макро-, мезо-, микроуровнях.

Аналогичные размерные уровни можно выделить и для деформаций при растяжении, установив условия подобия с испытаниями при вдавливании. Установлено, что условия подобия обеспечиваются равенством абсолютного изменения площади поперечного сечения образца с площадью поверхности отпечатка при одинаковых значениях относительной пластической деформации, полученных растяжением и вдавливанием. Это дает возможность обоснованно выбрать диаметр образца и диаметр индентора для сопоставления характеристик прочности и твердости на разных размерных уровнях. Как показали эксперименты и расчеты при выполнении предложенных условий отношение характеристик твердости к характеристикам прочности остается постоянным и примерно равно 3, что было также подтверждено и на проволочных образцах диаметром 0,15-0,3 мм.



Рис.1. Зависимости $S_{0,2}$, S_B , ε_B от d_0

Рис.2. Зависимости HM_{0,2}, HM_B, n от D

Среди зависимостей, изображенных на рис.1-2, особый интерес представляют зависимости ε_B от d_0 и n от D. Как следует из различных литературных источников параметр n принимается постоянным при различных D, а об изменении параметра ε_B в зависимости от d_0 сведений не обнаружено. Однако, проведенные эксперименты показали, что оба эти параметра деформационного упрочнения снижаются при уменьшении D и d_0 и тем в большей степени, чем меньше размерный уровень. Следствием снижения ε_B и n является сближение S_{02} , S_B при растяжении и $HM_{0,2}$, HM_B при вдавливании (см.рис.1-2).

Литература

- 1. Головин Ю.И. Введение в нанотехнологию. М.: «Машиностроение -1», 2003, 112 с.
- 2. Тушинский Л.И. Механические свойства наноструктурных материалов. «Технология металлов», 2009, №2, с.26-32.
- 3. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.:«Физматлит», 2007, 416 с.
- 4. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М.: «Издательский дом МЭИ», 2006, 214 с.

ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ КОНТАКТЕ ДВУХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Мурашов М.В., Панин С.Д.

Россия, Московский государственный технический университет имени Н.Э.Баумана, zi@bmstu.ru

CONTACT DEFORMATION OF TWO ROUGH SURFACES

M.V. Murashov, S.D. Panin

A spatial contact model of two rough parts is proposed in this paper and results of finite element calculations of forms and sizes of the actual contact areas are presented.

графику.

Решение задачи контактного деформирования и в частности определения площади фактического контакта требуется для расчета термического и электрического сопротивлений, задач трибологии и др. В середине прошлого века в связи с появлением конструкций атомной энергетики и точного приборостроения интерес к контактным задачам резко усилился.

В настоящее время сложилось научное направление в микромеханике контакта изделий приборостроения - реле, переключатели и т.п., характерных отсутствием больших давлений при торцевом контакте [1-3]. Реализованы подходы фрактального описания контактирующих поверхностей с последующим решением задач деформирования, тепло- и электропроводности численными методами. Хаотичность и сложность геометрии поверхностей значительно ограничивают возможности численных методов моделирования. Известны модели, когда задача контактирования шероховатых двух поверхностей сводится к контакту шероховатой поверхности с эквивалентным модулем упругости с гладкой недеформируемой плоскостью [1,2].

В данной работе представлена модель контакта двух шероховатых поверхностей, относящаяся к одноуровневым одномасштабным моделям [4], когда по единой математической модели рассчитывается материал на макро- и микро-уровне без их разделения.

Постановка задачи

Рассматриваются два прямоугольных тела А и Б с размерами 90х90х1125мкм. Один торец каждого тела неровный а другой гладкий. Тела контактируют неровными торцами. Высота тел 1125мкм выбрана на основе предварительных вычислений так, чтобы на верхней и нижней поверхностях перемещения были распределены достаточно равномерно. Газ в зазорах контакта отсутствует. Нижняя поверхность тела Б закреплена и не деформируется. На тело А сверху действует давление Р. Материалом контактирующих тел является медь М2 с модулем упругости Е=120ГПа, коэффициентом Пуассона µ=0.38. Диаграмма сжатия меди заменяется билинейной моделью как показано на рис.1. Тогда принимаем изотропное упрочнение с пределом текучести от=250МПа и касательным

модулем $E_t = 83 M \Pi a$, которое определяется по

Рис.1. Упрочнение меди при сжатии: сплошная линия - принятая в данной работе модель, знаки Δ - результаты эксперимента по данным сотрудников кафедры "Кузовостроения и обработки металлов давлением" Московского государственного технического университета "МАМИ"

Для изучения свойств поверхности в отрыве от реальной геометрии можно представить шероховатость как фрактальную функцию [1]. В рамках реальных прикладных задач это на данный момент не представляется возможным из-за ограничения на практике описания поверхности стандартизованными усредняющими параметрами (обычно Ra). Кроме того свойство фракталов – самоподобие, как правило. проявляется на главных не неровностей волнистости, составляющих _ шероховатости и микрошероховатости из-за различия природы формирующих их процессов [5].



Рис.2. Геометрия формы выступов на поверхности

Модель фрактальной поверхности, повидимому, может быть использована для учета микрошероховатости когда производится построение дополнительных выступов на имеющихся (рис.2). Однако в работах по исследованию фракталов доказывается, что площадь такой фрактальной поверхности равна бесконечности (снежинка Коха) [6]. Тогда не

ясно, когда остановиться в построении все более мелких дополнительных выступов?

В данной работе контактирующие поверхности сформированы следующим образом. На ровную поверхность наносится сетка узлов, которые сдвигаются по нормали к в соответствии с фрактальной функцией Веерштрасса-Мандельброта [7]. Таким образом максимальная величина начального зазора составила 24,3 мкм.

Нелинейная контактная задача деформирования решалась в программном комплексе конечно-элементного анализа ANSYS (рис.3). Большое значение для устойчивости геометрических расчетов имеет перевод размерности всех величин из м в мм.



Рис.3. Пространственная конечно-элементная модель

Анализ результатов

Результаты вычисления реальной площади контакта для различных давлений даны в Табл. 1. *Таблица* 1. Рассчитанная доля площади фактического контакта

<i>P</i> , МПа	0,2	1	25
Доля площади фактического	0,03	0,17	4,44
контакта в оощеи площади, %			

Форма пятен контакта и распределение напряжений при *P*=25МПа приведены на рис.4,5.



Рис.4. Форма и размеры пятен контакта при P=25МПа

Заключение

Предложена одноуровневая одномасштабная модель решения задачи контактного деформирования. Для заданных поверхностей и давления получены формы и размеры пятен

контакта.



Рис.5. Распределение напряжений при Р=25МПа

Зная размер пятен контакта, где теплообмен считаем идеальным, и измененный размер зазора, заполненного средой, можно приступить к моделированию теплопроводности через контакт.

Дополнительно разработанная модель может быть использована для расчета контакта композиционных материалов, а также позволит оценить влияние на тепловое и электрическое сопротивление в контакте направления следов обработки поверхностей, микрошероховатости и теплового расширения тел.

Список литературы

- Komvopoulos K., Gong Z.-Q. Stress analysis of a layered elastic solid in contact with a rough surface exhibiting fractal behavior // International Journal of Solids and Structures. – 2007. – V.44. – P.2109-2129.
- Sahoo P., Ghosh N. Finite element contact analysis of fractal surfaces // Journal of physics D: Applied physics. – 2007. – V.40. – P.4245-4252.
- Surface roughness, asperity contact and gold RF MEMS switch behavior / Rezvanian O., Zikry M.A., Brown C., Krim J. // J. Micromech. Microeng., 2007. – V.17. – P.2006-2015.
- Мурашов М.В., Панин С.Д. Микромеханика материалов: процессы на шероховатых поверхностях // Труды XVII Школы-семинара молодых ученых и специалистов под руководством академика РАН А.И.Леонтьева «Проблемы газодинамики и теплообмена в аэрокосмических технологиях». – М.: Издательство МЭИ, 2009. – Т.1. – С.213-216.
- 5. Whitehouse D.J. Surfaces and Their Measurement. Elsevier, 2002. 395 p.
- 6. Р. Кроновер. Фракталы и хаос в динамических системах. М.: Техносфера, 2006. 488с.
- Berry M.V., Luis Z.V. On the Weierstrass-Mandelbrot Fractal Function // Proc. R. Soc. Lond. A. V.370, 1980, P.459-484.

НЕКОТОРЫЕ СЛЕДСТВИЯ ИЗ ПРОТЕКАНИЯ ОСНОВНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В МЕТАЛЛЕ

Никифоренко В.Н., Босин М.Е.

Украина, Харьков, Институт измерительной техники «Циклон». e-mail: iitcyclone@ukr.net, bosin@yandex.ru.

SOME RESULTS OF THE MAIN RELATIONS IN METALS

V.N. Nikiforenko, M.E. Bosin.

Ukraine, Kharkiv, Institute of Measuring technique "Cyclone".

The most probable processes taking place in terms of localization of plastic flow of metals at 4.2 K after reaching the threshold energy 10^3 TeV are considered in this article.

К наиболее распространенному типу взаимодействия в деформируемом теле при низких температурах следует отнести электрон – солитонное взаимодействие, которое может реализоваться в дислокационных ядрах на наноуровне [1, 2]. В [1] было обнаружено практическое совпадение характерного размера электрон – солитонного взаимодействия для некоторых металлов, деформируемых при 4,2К, с планковской длиной волны $\lambda_P=2,6\cdot10^{-36}$ м, что позволяло, учитывая квантовый характер взаимодействия атомов в дислокационных ядрах [2], надеяться на наличие электрон-гравитационных сил в деформируемом твердом теле. Согласно расчетам λ_P может быть обнаружена при энергии, соответствующей 10^{16} ТэВ. Принимая к сведению квантово - электродинамический характер взаимодействия атомов в дислокационном ядре [2], который может быть ответственен за рождение солитонов, была определена энергия скопления дислокаций, вызывающая неустойчивости деформирующего напряжения при низкотемпературной пластической деформации металлов, которая превышала 10^3 ТэВ. Пороговые энергии величиной $E_c > 10^3$ ТэВ, наблюдаемые в процессе локализации пластического течения некоторых металлов при 4,2К, вполне достаточны для определения λ_P в твердом теле.

Таким образом, можно предположить, что имеет место понижение энергии гравитационного взаимодействия при появлении дислокаций в 10^{13} раз относительно расчетной. В этом случае вполне реально уменьшение кулоновского потенциала и переход к квантовому описанию гравитационного взаимодействия, результатом которого является совпадение планковской длины волны с экспериментальным значением λ_P при электрон-солитонном взаимодействии.

Кроме того, при таких условиях равновероятно протекание сильных, слабых, электромагнитных и гравитационных взаимодействий в твердом теле. Что касается широко распространенного мнения о тепловыделении при пластической деформации [3], то оно может быть рассмотрено как результат изменения числа нуклонов в дислокационных ядрах. Ряд экспериментальных данных свидетельствует о возбуждении ядер при температуре $T \sim 10 \sqrt{n_j}$, где n_j -

число нуклонов.

Поэтому изменение Т в процессе пластической деформации твердых тел при низких температурах можно рассматривать как акт возбуждения нуклонов внутри дислокационных ядер [2].

Следует отметить, что роль сильного возбуждения, характерного для ядерного взаимодействия, более вероятна при деформации в условиях низких температур. Более перспективным представляется возможность изучения атермического влияния дислокационных ядер на изменение электрических свойств твердых тел. В частности, результаты [1, 2, 4] свидетельствуют о существенном росте зарядовой плотности, локализованной на дислокациях, обусловленном уменьшением кулоновского потенциала внутри дислокационных ядер. В связи с важностью этого вопроса, остановимся на нем отдельно.

Возможным механизмом, приводящим к появлению частиц с повышенной энергией, по сравнению с исходным состоянием, является понижение кулоновского барьера вследствие увеличения интенсивности колебаний ядер атомов, составляющих дислокационное ядро. Это связано с особой ролью электронов, локализованных на дислокациях. Такие электроны в процессе пластической деформации могут вызвать в результате взаимодействия с солитонами, излучаемыми дислокациями, увеличение частоты колебаний атомов внутри дислокационного ядра и изменению напряжения вблизи него, что может быть одной из основных причин деформации атомных ядер внутри дислокационного ядра. По расчетным оценкам давление электронного газа при Т→0 может достигать в металле 10³МПа, что, возможно, достаточно для инициирования электрон - ядерного

взаимодействия. В свою очередь деформация поля ядра может оказать сильное влияние на движение индивидуальных нуклонов, активируя, в том числе, испускание медленных нейтронов. Во всяком случае, многие свойства ядра существенным образом зависят от величины деформации, которая в свою очередь обусловлена концентрацией нуклонов. Зависимость движения внутриядерных частиц от формы ядра означает, что для этих ядер коллективное движение существеннее одночастичного и его можно исследовать с помощью теории возмущений. В случае движения большого скопления частиц, что имеет место в случае локализации пластической деформации на наноуровне [1, 2], возможна большая деформация ядра. Это обстоятельство вызывает возбуждение атомного ядра, приводя к его неустойчивости. Если энергия возбуждения ядра велика, что имеет место в [1, 2, 4], то ядро самопроизвольно переходит в состояние с меньшей энергией путем испускания протонов, нейтронов, α – частиц. Добавочные центробежные силы, возникающие при этом, могут способствовать дополнительному выбрасыванию частиц со стороны ядер атомов, составляющих дислокационные ядра. Экспериментальное проявление этого эффекта состоит в том, что кулоновский барьер, преодолеваемый, например, α – частицами, выходящими из возбужденного ядра, существенно ниже, чем барьер преодолеваемый а – частицами, отвечающими основному состоянию ядра, то-есть заряженные частицы подвержены эмиссии как бы вследствие отсутствия большого кулоновского барьера. В таком рассмотрении части поверхности ядра испускают частицы сравнительно быстрее, чем если бы им приходилось проходить расстояние от центра ядра. Этот поверхностный эффект может вносить дополнительные изменения в энергетический спектр излучаемых в области микроконтакта металлов электронов, приводя к их поляризации [5].

Понижение кулоновского барьера при сильном взаимодействии можно представить себе следующим образом. Если учесть, что в невозбужденном ядре кулоновский барьер равен:

$$\mathbf{E}_{co} = q \mathbf{Z} e^2 / r_0 \,,$$

где r_0 - радиус ядра, то при возбуждении ядро заметно деформируется. Во вращающемся деформированном ядре барьер изменяется

$$\mathbf{E}_{cd} = q \mathbf{Z} e^2 / r_d \; ,$$

где $r_d = r_0(1 + \Delta)$, величина Δ в общем случае зависит от энергии возбуждения и массового числа ядра

Оценки показывают, что в зависимости от выбора потенциала кулоновский барьер может уменьшится на 25%. Как следствие вероятного уменьшения кулоновского барьера при введении дислокаций в металл имеет место падение дислокационного потенциала и увеличение частоты колебаний атомов внутри дислокационных ядер [2, 4], стимулирующих электрон - нейтронное взаимодействие. Предлагаемый подход позволяет контролируемым образом активировать внутриядерные процессы, что приведет к программному управлению термоядерным синтезом в твердых телах. Как частный случай этой проблемы появляется возможность применения U-238 наряду с U-235 в ядерной энергетике.

Опираясь на проведенное рассмотрение особенностей локализации энергии вблизи дислокационных ядер, предлагается определенную часть физики пластичности и прочности рассматривать как ветвь физики твердого тела пороговых энергий, включающей наблюдения на ядерном уровне, для которой справедливы равновероятные условия прохождения сильных, слабых, электромагнитных и гравитационных взаимодействий. Определяющий вклад того или иного взаимодействия вытекает из эксперимента и учета особой роли солитонов.

В заключении следует заметить, что характерный размер электрон-солитонного взаимодействия может отличаться от величины λ_P в зависимости от потенциала и частоты колебаний дислокационного ядра.

Список литературы.

- 1. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. // Труды XVIII Петербургских чтений по проблемам прочности и роста кристаллов. 2008. Т.2. С.204-205.
- 2. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. // ИФЖ. 2009. Т.82. №6.
- 3. Пустовалов В.В. // ФНТ. 2000. Т.26. №6. С.515-535.
- 4. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. // ДРАН, 2000. Т.373(2). С.178-180.
- 5. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. // Труды XVII Петербургских чтений по проблемам прочности 2007. С.81.

DFMN-2009



ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ В ЗОНЕ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ ДЕТАЛЕЙ

Петухов А.Н.

Россия, ФГУП «Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова», г. Москва, e-mail: petukhov.an @ mail.ru

INFLUENCE OF THE DEFORMATION AND STRUCTURAL FACTORS ON DURABILITY OF DETAILS, FORMED AT THE PRODUCTION PHASE Petukhov A.N.

Central Institute of Aviation Motors, Moskow, e-mail: petukhov.an@ mail.ru

The mechanisms of fretting-corrosion and fretting-fatigue features of strain-stress state in contact zones of parts under fretting-fatigue are considered. Experimental data of fretting-fatigue impact study on fatigue resistance of structure materials are given.

Механизм фреттинга по характерным признакам возникновения относится к наиболее сложными по своей природе процессами. С одной стороны имеет место локальное контактное взаимодействие поверхностей реального контакта, определяемой шероховатостью, с другой стороны, при этом имеют место:

- физико-химические процессы, протекающие на молекулярном уровне, вследствие чего в зоне реального контакта образуются окислы металлов сопряжённых деталей;

- признаки абразивного износа в субмикроскопических и макроскопических объемах поверхностного слоя;

- механические процессы разрушения поверхностей в условиях циклических и вибрационных нагружениях.

Преобладание того или иного механизма на различных этапах и при разных соотношениях параметров процесса могут изменяться. Указанные процессы тесно связаны между собой, а их интенсивность по-разному протекает при нормальных и повышенных температурах.

С точки зрения химической активности, результаты изучения поведения материалов в искусственно создаваемых условиях окисления и электрохимической коррозии показали, что характер коррозионных процессов изменяется на разных стадиях фреттинга. В начальной стадии преобладают процессы окисления, связанные с высокой энергетической активностью свободных ювенильных частиц материала и поверхности деталей, освобождающихся от окисных пленок. При избытке кислорода происходит пассивация поверхности.

Несмотря на то, что явление фреттинга находится в поле зрения исследователей уже 100 лет, удовлетворительной теории этого процесса до сих пор нет, а прогнозирование сопротивления фреттинг-усталости при проектировании деталей машин, за редким исключением, не проводится.

Наиболее тяжелыми последствиями процесса фреттинга являются усталостные разрушения (фреттинг-усталость) малоподвижных соединений деталей в зоне повреждения фреттинг-коррозией. Предел выносливости малоподвижных соединений, например болтовых или замковых соединений лопаток компрессоров может снижаться в 3÷5 и более раз.

В справочниках данные о пределах фреттинг-усталости весьма ограничены, а сведения о повреждаемости материалов часто подменяются качественными характеристиками износостойкости.

Рассматриваются особенности напряжённо-деформированного состояния в зоне контакта малоподвижного соединения, где в локальных зонах реального контакта одновременно протекают адгезионные, износные процессы, а также циклические нагружения, приводящие к изменением структурного состояния материала, образованию поверхностных или подслойных усталостных трещин и развитию усталостных разрушений.

Металлографические и электронномикроскопические исследования показывают, что тонкие поверхностные слои в зоне фактического контакта находятся в высокодисперсном состоянии, включающем, ювенильные частицы и окислы материалов контактирующих пар. Состав и свойства окислов в зоне контакта при воздействии циклических нагрузок существенно отличаются от окислов, образующихся при окислении материалов в стационарных условиях.

Известные предложения о моделях процесса обычно основаны на зависимости интенсивности процесса, как функции потери массы, от механических параметров процесса: скорости относительного перемещения, величины давления в зоне контакта, величины амплитуды

перемещений, природы материалов спряжённых пар. Основываясь на принципах равновесной термодинамики, иногда дополнительно учитывают физические и химические свойства взаимодействующих материалов. Но модели, эффективные для методик изучения процессов износа [1...4], не применимы для прогнозирования влияние фреттинг-коррозии на сопротивление усталости.

Анализ самих методик, применявшихся для изучения процессов износа, показал, что большинства из них при исследовании фреттинга некорректны, как и получаемые с помощью этих методик результаты, т.к. значения основных параметров процесса фреттинга (амплитуда, давление и др.) на один-два порядка меньше, чем при процессах износа и они не допускают косвенных оценок, а требуют прямых замеров.

На примере основных типов современных конструкционных материалов, применяемых в энергомашиностроении, рассмотрены особенности механизмов фреттинга и фреттинг-усталости. Показано существенное влияние на интенсивность процессов фреттинг-износа, фреттинга и на предел фреттинг-усталости соединения типа «вал-втулка» амплитуды относительных перемещений в зоне контакта, вида нагружения соединения, свойств материалов контактирующих пар и т.д.

Даётся анализ современных моделей фреттинг-усталости, результаты исследований особенностей напряжённо деформированного состояния в зоне контакте при одновременном действии статических и вибрационных нагрузок, исследований фреттинг-усталости деталей.

В работе приведены результаты экспериментальных исследований наиболее часто применяемых в ЭУ конструкционных материалов (нержавеющих сталей, алюминиевых, титановых и никелевых сплавов), а также проанализированы результаты отечественных и зарубежных исследователей, работающих в этом направлении.

Приводятся результаты исследований фреттинг-усталости на стандартных образцах и на элементах конструкций - замковых соединениях лопаток компрессоров [2,4].

На основе расчётно-экспериментального анализа напряжённо-деформированного состояния хвостовиков в зоне контакта, а также результатов испытаний образцов по схеме «вал-втулка» и натурных деталей предложены методы прогнозирования пределов выносливости при фреттингусталости и повышения сопротивления фреттинг-усталости.

Литература

1.Waterhouse R.B. Fretting fatigue. N.Y. Englewood: Appl. Sol. Publ. Ltd., London, 1981. 244 p.

2 Petukhov A.N. Fretting and fretting- fatigue of materials and components «Condition monitoring 94».Edited by M.N. Jones. Universiti College of Swansea. Proceedings of an International Conferece on Conditin on Monitoring held at. University of Wales, U.K. 21st-25th March, 1994. Pineridge press. Swansea U.K. P.694-704.

3. Смыслов А.М., Селиванов К.С. Повышение долговечности деталей машин в условиях фреттинга. г.Уфа, «Гилем», 2005. 180 с.

4.Петухов А.Н. Фреттинг и фреттинг-усталость высоконагруженных малоподвижных соединений ГТД и ЭУ.// Вопросы авиационной науки и техники. Серия: Авиационное двигателестроение. М.: ЦИАМ. 2008.(ЦИАМ/ Труды 1338). 210 с.

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ТРЕНИИ

Пинчук В.Г.¹, Короткевич С.В.², Бобович С.О.²

1 – РБ, УО Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины; 2 – РБ, РУП "Гомельэнерго", korotsv@tut.by

SOME ASPECTS OF FORMATION AND DESTRUCTION OF THE NANOSTRUCTURE AT FRICTION.

V.G. Pinchuk, S.V. Korotkevich, S.O. Bobovich.

The dislocation mechanism of formation and destruction of the nanostructure on nickel surface at friction is shown. It analyzes the micro structural destruction mechanism of nickel on the basis of complex data of ferromagnetic resonance and electron microscopical investigation.

Современные методы осуществления интенсивной платической деформации позволяют получать материалы субмикроскопической и нанокристаллической структуры с высокими прочностными характеристиками. Создание таких структур в поверхностном слое позволяет реализовать высокие физико-механические свойства при фрикционном нагружении материалов, когда этот слой подвергается воздействию сдвиговых и знакопеременных нагрузок. При трении пластическая деформация локализована в тонком подповерхностном объёме и накопление скрытой энергии в нём происходит в условиях скоростного деформирования. По-видимому, этими условиями определяются синергетические тенденции микроструктуры никеля, заключающиеся в формировании дислокационных нанокластеров (d \leq 0,04 мкм) квазиравномерно распределённых по объёму поверхностного слоя (рис. 1).



Рисунок 1 – Электронномикроскопический снимок субмикроструктуры, формирующейся на поверхности никеля при трении

Эти нанокристаллические и субмикроскопические фрагменты обуславливают высокую степень упрочнения. На основании существующих концепций это вырождение ячеистой структуры является следствием уменьшения числа действующих систем скольжения и высокой скорости деформирования. Зоны высокой плотности дефектов содержат скопление петель и диполей с плотностью $\rho \approx 10^{11}$ см⁻² и высокой угловой разориентацией, сравнимой с зернограничным рассогласованием. Формирование такой структуры обуславливает повышенную устойчивость к изнашиванию материала, ввиду отсутствия резких перенапряжений решётки - очагов зарождения микротрещин. Со временем нагружения зоны с высокой плотностью дислокаций приобретают форму тонких жгутов и ориентируются вдоль направления скольжения, формируя в дальнейшем, полосы скольжения. Возрастающая неравновесность этих образований со временем испытания приводит к образованию сдвигов и надрывов, являющихся источниками поверхностных трещин. Одновременно в самих полосах формируются микротрещины за счёт внутренних макронапряжений больших групп дислокаций. Отмечается интеркристаллитное разрушение за счёт объединения многочисленных пор.

Таким образом, со временем фрикционного нагружения, происходит прогрессирующее разрыхление поверхностного слоя металла связанное с возрастающим количеством очагов разрушения. Результаты работы дают основание утверждать о локализации во времени процесса разрушения и аномально-послойном характере изнашивания материала при трении.

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ. ¹Разоренов С.В., ¹Гаркушин Г.В., ²Игнатова О.Н.

¹Институт Проблем Химической Физики РАН, 134432 Черноголовка, Московская область, Россия ²Российский Федеральный Ядерный Центр ВНИИЭФ, 607188 Саров, Россия *e-mail: razsv@ficp.ac.ru*

INFLUENCE OF GRAIN SIZE ON FRACTURE PROPERTIES OF FCC AND BCC METALS UNDER SHOCK WAVE LOADING.

¹Razorenov S.V., ¹Garkushin G.V., ²Ignatova O.N.

With aim to search correlation between spectrum defect in material and resistance to deformation and fracture under submicrosecond duration of loading, measurements of dynamic elastic limits, yield strength and spall fracture of copper M1 and tantalum with different initial inner structure under shock wave loading have been done, that has allowed to estimate the influence of structural factors on strength at high strain rate and spall fracture of all types of samples.

Целью данной работы является исследование влияния внутренней структуры металлов на их сопротивление деформированию и разрушению при субмикросекудных длительностях нагрузки. Проведены измерения пределов текучести и откольной прочности поликристаллических образцов меди M1 и тантала, имеющих средние размеры зерен от ~100 мкм до ~0.5 мкм, при высокоскоростном нагружении. Изменение внутренней структуры технической меди М1 и тантала осуществлялось путем интенсивной пластической деформации, а именно методом всестороннего работе прессования при повышенных температурах. В исследовалась исходная крупнокристаллическая медь с размером зерна до ~110 мкм, образцы меди с размером зерна ~30 мкм и ~0.5 мкм. Аналогичные измерения были выполнены с образцами тантала до и после ИПД с размером зерна 30-50 мкм и 1-2 мкм, соответственно.

Импульсы ударной нагрузки амплитудой до ~9 ГПа создавались в образцах при соударении с плоскими алюминиевыми ударниками, разогнанными с помощью специальных взрывных устройств. Толщина образцов в 3-5 раз превышала толщину ударников, скорость соударения составляла 600 - 1250 м/с. Характер деформирования и разрушения, а также количественные характеристики процесса – давление ударного сжатия, динамический предел упругости, откольную прочность, толщину откольной пластины, скорость деформирования перед разрушением определяли из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов, непрерывная регистрация которых проводилась с помощью лазерного Доплеровского измерителя скорости "VISAR". Эксперименты были выполнены на образцах с исходной и субмикрокристаллической структурой, что позволило оценить влияние дефектов структуры на различных уровнях (нано-, микро-, и макро-) на характер сопротивления высокоскоростному деформированию и разрушению.

Проведенные измерения выявили влияние структурных факторов на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Предварительная механическая обработка исходных образцов путем интенсивной пластической деформации приводит к увеличению объемной плотности дефектов внутренней структуры металлов, так в результате уменьшение размера зерна в объеме материала после интенсивной пластической деформации происходит значительное увеличение плотности дислокаций, что в свою очередь приводит к изменению прочностных и упругопластических свойств при высокоскоростном нагружении.

Показано, что сопротивление динамическому разрушению однородных субмикрокристаллических образцов меди близко к критическим разрушающим напряжениям, реализуемым в монокристаллах меди, а динамический предел текучести растет с уменьшением размера зерна. В отличие от меди, уменьшение размера зерна в танталовых образцах приводит к уменьшению динамического предела упругости и практически не влияет на их динамическую прочность. Вероятно, такое различие в поведении связано с формированием во внутренней структуре тантала большого количества локальных микроповреждений после ИПД в силу его высокой твердости и хрупкости, на которых и начинается процесс зарождения повреждений при высокоскоростном растяжении в условиях откола.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект РФФИ № 08-02-00087а). Авторы выражают благодарность Ермолову Л.Г. (ИПХФ РАН) за помощь в подготовке и проведении взрывных экспериментов с лазерным интерферометром «VISAR».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОДОРОДНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ЕЕ ВЛИЯНИЯ НА РАЗВИТИЕ СУБМИКРОТРЕЩИНЫ В ОЦК МЕТАЛЛАХ Походня И.К., Игнатенко А.В.

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

INVESTIGATION OF HYDROGEN-ENHANCED LOCALIZED PLASTICITY AND ITS EFFECT ON SUBMICROCRACK DEVELOPMENT AT BCC METALS

Pokhodnay I.K., Ignatenko A.V.

It is well known that the hydrogen makes negative influence on the mechanical properties of many metals. Reversible hydrogen embrittlement (RHE) is an example of such influence. RHE appears at low hydrogen concentrations and consequently is a very harmful effect for reliability of responsible metal constructions. In this work an earlier mathematical model of the reversible hydrogen embrittlement of metal was improved. Hydrogen-enhanced localized plasticity in dislocations concentration zone has been taken into account at the mathematical model. The model also includes a mathematical formulation of hydrogen transport by moving edge dislocation to submicrocrack nucleus. Temperature-speed dependence of hydrogen embrittlement degree $\delta(T)$ was investigated by numerical methods. As is shown, repulsive force of two edge dislocations has extremum due to hydrogen influence. Hydrogen-enhanced localized plasticity effect reduces stress magnitude which is necessary to destroy a metal grain. A computer calculation shows that grain size decrease, with other conditions being equal, raises iron sensitivity to RHE.

Известно, что растворенный водород способен активизировать во многих металлах негативные процессы, приводящие к снижению прочностных характеристик и, в конечном итоге, к разрушению. Характерным примером этого является обратимая водородная хрупкость (OBX) железа с ОЦК решеткой и сплавов на его основе. ОВХ возникает при низких концентрациях водорода в металле, наиболее сильно проявляясь при небольших скоростях пластической деформации и в диапазоне комнатной температуры. Повышенный интерес к исследованию механизмов негативного влияния водорода на свойства металлов вызван практическим значением проблемы обеспечения надежности и долговечности ответственных металлических конструкций. Для оптимального решения данной проблемы необходимо понимать механизм развития микродефектов, который активизируется в металле под действием водорода. Исследование ОВХ экспериментальными методами трудоемко и не позволяет пока непосредственно изучать механизм зарождения микродефектов. Перспективный подход для решение проблемы – это физическое и математическое моделирование данного являетия.

В работе предложена усовершенствованная математическая модель процесса зарождения и развития субмикротрещины в вершине плоского скопления краевых дислокаций внутри зерна металла с ОЦК решеткой. В новой модели учтено влияние вызванной водородом локализации пластичности металла как на стадии зарождения субмикротрещины, при слиянии первых двух дислокаций, так и на стадии ее роста, когда часть атомов водорода сосредотачивается в вершине



Рис. 1. Зависимость степени охрупчивания δ_H железа водородом от температуры при разных скоростях движения краевых дислокаций; σ_H – напряжение разрушения содержащего водород металла, σ_0 – напряжение разрушения металла, не содержащего водород.

субмикротрещины. На базе математической модели зарождения субмикротрещины и предложенной ранее автором модели транспортировки атомов водорода краевой дислокацией создана компьютерная модель разрушения металла с ОЦК решеткой зерна с учетом негативного влияния водорода. Модель транспортировки атомов водорода дислокацией краевой позволяет оценить количество водорода, доставляемое дислокациями к месту зарождения субмикротрещины. Эта модель дает возможность построить зависимость между скоростью пластической деформации металла и степенью водородной хрупкости. На основе модели рассчитана характерная OBX температурно-скоростная лля зависимость степени падения хрупкой прочности содержащего водород металла $\delta_{\rm H}$ (рис. 1), которая находится в хорошем



Рис. 2. Зависимость результирующей силы взаимодействия двух краевых дислокаций F_{RES} от расстоянием между ними при разных концентрациях диффузного водорода, температура металла T=300 K, L – количество межатомных расстояний между дислокациями.



Рис. 3. Зависимость степени охрупчивания δ_H железа водородом от размера зерна d при разных температурах металла T.

соответствии с экспериментальными Показано. что присутствие ланными. растворенного в железе водорода снижает силу отталкивания двух краевых дислокаций (т.е. возникает эффект одного знака локализации пластичности в металле). Сила двух краевых дислокаций отталкивания одного знака в наводороженном металле приобретает экстремальный характер (рис. 2). Учет вызванной водородом локализации пластичности металла существенно снижает величину напряжения, которое необходимо приложить для того, чтобы разрушить зерно. Установлено, что при прочих равных условиях измельчение зерна металла ведет к увеличению степени ОВХ металла (хотя абсолютная величина напряжения разрушения металла с более мелким зерном остается выше) (рис. 3). Полученные данные могут быть использованы при оценке склонности металла к ОВХ.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ ¹Разоренов С.В., ¹Гаркушин Г.В., ²Игнатова О.Н.

¹Институт Проблем Химической Физики РАН, 134432 Черноголовка, Московская область, Россия ²Российский Федеральный Ядерный Центр ВНИИЭФ, 607188 Саров, Россия *е-mail: razsv@ficp.ac.ru*

INFLUENCE OF GRAIN SIZE ON FRACTURE PROPERTIES OF FCC AND BCC METALS UNDER SHOCK WAVE LOADING.

¹Razorenov S.V., ¹Garkushin G.V., ²Ignatova O.N.

With aim to search correlation between spectrum defect in material and resistance to deformation and fracture under submicrosecond duration of loading, measurements of dynamic elastic limits, yield strength and spall fracture of copper M1 and tantalum with different initial inner structure under shock wave loading have been done, that has allowed to estimate the influence of structural factors on strength at high strain rate and spall fracture of all types of samples.

Целью данной работы является исследование влияния внутренней структуры металлов на их сопротивление деформированию и разрушению при субмикросекудных длительностях нагрузки. Проведены измерения пределов текучести и откольной прочности поликристаллических образцов меди M1 и тантала, имеющих средние размеры зерен от ~100 мкм до ~0.5 мкм, при высокоскоростном нагружении. Изменение внутренней структуры технической меди М1 и тантала осуществлялось путем интенсивной пластической деформации, а именно методом всестороннего работе прессования при повышенных температурах. В исследовалась исходная крупнокристаллическая медь с размером зерна до ~110 мкм, образцы меди с размером зерна ~30 мкм и ~0.5 мкм. Аналогичные измерения были выполнены с образцами тантала до и после ИПД с размером зерна 30-50 мкм и 1-2 мкм, соответственно.

Импульсы ударной нагрузки амплитудой до ~9 ГПа создавались в образцах при соударении с плоскими алюминиевыми ударниками, разогнанными с помощью специальных взрывных устройств. Толщина образцов в 3-5 раз превышала толщину ударников, скорость соударения составляла 600 - 1250 м/с. Характер деформирования и разрушения, а также количественные характеристики процесса – давление ударного сжатия, динамический предел упругости, откольную прочность, толщину откольной пластины, скорость деформирования перед разрушением определяли из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов, непрерывная регистрация которых проводилась с помощью лазерного Доплеровского измерителя скорости "VISAR". Эксперименты были выполнены на образцах с исходной и субмикрокристаллической структурой, что позволило оценить влияние дефектов структуры на различных уровнях (нано-, микро-, и макро-) на характер сопротивления высокоскоростному деформированию и разрушению.

Проведенные измерения выявили влияние структурных факторов на сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Предварительная механическая обработка исходных образцов путем интенсивной пластической деформации приводит к увеличению объемной плотности дефектов внутренней структуры металлов, так в результате уменьшение размера зерна в объеме материала после интенсивной пластической деформации происходит значительное увеличение плотности дислокаций, что в свою очередь приводит к изменению прочностных и упругопластических свойств при высокоскоростном нагружении.

Показано, что сопротивление динамическому разрушению однородных субмикрокристаллических образцов меди близко к критическим разрушающим напряжениям, реализуемым в монокристаллах меди, а динамический предел текучести растет с уменьшением размера зерна. В отличие от меди, уменьшение размера зерна в танталовых образцах приводит к уменьшению динамического предела упругости и практически не влияет на их динамическую прочность. Вероятно, такое различие в поведении связано с формированием во внутренней структуре тантала большого количества локальных микроповреждений после ИПД в силу его высокой твердости и хрупкости, на которых и начинается процесс зарождения повреждений при высокоскоростном растяжении в условиях откола.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект РФФИ № 08-02-00087а). Авторы выражают благодарность Ермолову Л.Г. (ИПХФ РАН) за помощь в подготовке и проведении взрывных экспериментов с лазерным интерферометром «VISAR».

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ХАРАКТЕР ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ Романов А.Н., Филимонова Н.И.

Россия, Институт машиноведения им.А.А.Благонравова РАН, E-mail: anrom@imash.ru

INFLUENCE OF STRUCTURAL INGOMOGENEITY OF METALIC MATERIALS ON CRACIC INITIATION AND FRACTURE EVOLUTION A.N.Romanov, N.I.Filimonova

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.

Как известно, стадии образования трещины предшествует стадия рассредоточенного трещинообразования, связанная с неоднородностью развития деформаций в отдельных объемах упругопластически деформируемого металла. Развитие трещин в таком поврежденном металле происходит во много раз быстрее, чем в неповрежденном. В связи с этим описание предельных состояний в локальных зонах требует проведения исследований по оценке деформационной неоднородностью.

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.

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

В материалах многофазных характер циклического поведения материала определяется особенностями структурного состояния его отдельных фаз. Экспериментальное определение развития локальных деформаций является процессом трудоемким, и в связи с этим разработка альтернативных методов определения деформационной неоднородности является важной для решения практических задач.

Задачей исследования является установление возможности определения деформационной неоднородности на основе использования характеристик структурной неоднородности. Такого рода структурная неоднородность предопределяет условия накопления повреждений в локальных зонах и возникновение в них предельных состояний (образование микротрещин).

Исследование особенностей развития деформации в локальных участках рабочей базы образцов исследовалось на однофазной аустенитной стали X18H10T, двухфазной стали TC, в которой феррит и цементит находятся в связанном состоянии, образуя однородную перлитную структуру, и стали 45, в которой феррит (α-железо) лишь частично связан цементитом, и структура представляет собой смесь перлита и свободного α-железа.

Наибольшая неоднородность имеет место в первые полуциклы нагружения и при малых степенях деформаций. С увеличением количества полуциклов нагружения и величины деформаций (как циклических, так и односторонне накопленных) неоднородность уменьшается и на некоторой стадии статического (нулевой полуцикл) и циклического деформирования стабилизируется (как в полуциклах растяжения, так и сжатия). В многофазных сталях или сплавах неоднородность микродеформаций локализуется в наименее прочной фазе, и накопление повреждений происходит преимущественно в этих зонах, и для них должны оцениваться коэффициенты неоднородности деформаций.

Для однофазного материала, сталь с содержанием перлитной составляющей деформируется более неоднородно. И эта неоднородность обусловлена наличием не связанного (свободного) железа (феррита), который располагается между зернами перлита в виде прослоек. Железо, связанное с

графитом (цементитом) и образующее с ним перлит, имеет меньше возможностей к свободной деформации и наблюдаются участки, которые пластически не деформируются.

И в полуцикле растяжения, и в полуцикле сжатия неоднородность деформаций ферритной составляющей является высокой в отличие от перлитной составляющей. В полуциклах сжатия ферритная составляющая также проявляет большую деформацию.

При увеличении числа циклов нагружения в полуциклах растяжения и сжатия сохраняется высокая неоднородность железа. Это свидетельствует о том, что очаги с максимальными деформациями и в структурно неоднородной (двухфазной со свободным α-железом) закрепляются и при последующем деформировании.

С увеличением общей деформации местные деформации продолжают расти. Причем увеличение средней деформации сопровождается ростом местной, как правило, в одних и тех же участках. После снятия нагрузки на отдельных участках исходного деформирования последующее нагружение в ту же сторону (растяжение) сопровождается преимущественным деформированием тех же зон. Однако интенсивность развития деформаций в этих зонах неодинакова, и происходит при этом некоторое выравнивание общих деформаций по всей базе. После разгрузок в процессе дальнейшего нагружения, в том числе и при смене знака нагрузки, средняя деформация по базе поддерживается сравнительно равномерной. При смене знака нагрузки максимальные местные циклические деформации сжатия наблюдаются в тех же участках, где они были наибольшими при vвеличением циклов нагружения растяжении. С количества происходит некоторое перераспределение деформаций в отдельных участках базы образца. Однако зоны с повышенным и пониженным уровнем деформации, определяемые на базах 0,1 и 0,2 мм, сохраняются.

Для перлитной стали TC (100% перлита) деформация в локальных участках более однородна, чем сталь с частичной долей перлита (сталь 45).

Таким образом «слабым звеном» в процессе циклического упругопластического деформирования окажется «мягкая» составляющая, каковой в стали 45 является несвязанный феррит. Практическое использование местных деформаций в расчетах на прочность представляет трудности, поскольку оно связано с большим числом измерений при определенные экспериментальном определении местных деформаций (на малых базах). В связи с этим желательно иметь более простой и доступный метод определения коэффициентов деформационной неоднородности. При ЭТОМ структурная неоднородность материала, обусловливающая деформационную неоднородность, оцененивалась рассеянием значений микротвердости материала в исходном состоянии.

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

В двухфазном материале, когда структурные составляющие имеют сильно различающиеся показатели прочности (твердости), необходимо исследование деформационного поведения каждой из составляющих и, как результат, их совместного взаимодействия.

Сопоставление структурной неоднородности рассмотренных сталей показывает, что наибольшая неоднородность имеет место у стали 45, имеющей лишь частично перлитную структуру, «слабым звеном» является ферритная составляющая в виде свободного α-железа.

Однофазная аустенитная сталь Х18Н10Т из исследованных сталей имеет наиболее однородную структуру. Сопоставление коэффициентов неоднородности деформаций И микротвердости показывает, что при расчетах уровней накопленных повреждений на различных стадиях нагружения и предельных состояний вместо коэффициентов неоднородности деформаций, экспериментальное определение которых является процессом трудоемким, могут быть использованы коэффициенты неоднородности, определяемые рассеянием структурной показателей микротвердости.

Статистическая обработка показала, что неравномерность пластической деформации на рабочей базе образца может быть оценена через параметры вероятностных кривых нормального распределения.

При этом характеристики статистического распределения микротвердости и распределения локальных деформаций для однофазной стали совпадают при заданном квантиле распределения.. Для двухфазной стали необходимо учитывать распределение наименее прочной составляющей («слабого звена»).

Таким образом, деформационная неоднородность конструкционных материалов может быть оценена показателями структурной неоднородности по значениям микротвердости.

НЕСТАЦИОНАРНЫЙ ХАРАКТЕР ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ Рубцов В.Е., Колубаев А.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, rvy@ispms.tsc.ru

NONSTATIONARY NATURE OF A SUBSURFACE LAYER PLASTIC SHEAR IN SLIDING. Rubtsov V.Ye., Kolubaev A.V.

Simulation of a copper sample sliding has been carried out using a modified macroscopic model, which allows one to take into account a frictional heating as well as an additional heat generation in a subsurface layer caused by its plastic deformation. Shown that the plastic shear in the subsurface layer is time-dependent as well as non-uniform. Quasiperiodic changes of strain rate from 0 to $\approx 7 \cdot 10^2 s^{-1}$ are observed in the subsurface layer.

Моделирование трения скольжения, проведенное ранее с использованием одномерной макроскопической модели на основе метода частиц [1], показало, что при высоких нагрузках за один акт взаимодействия на пятне контакта пластическая деформация в материале с невысокой способностью к упрочнению может достигать десятков процентов [2], при этом средняя скорость деформации составляет $\approx 10^3 c^{-1}$. При таких величинах и скоростях пластического сдвига в поверхностном слое материала, значительная часть энергии деформации диссипирует в тепло [3]. Выделение тепла внутри поверхностного слоя при трении может вызвать значительные изменения теплового режима и, как следствие, деформационного поведения материала. Поэтому для более корректного описания поведения материала в поверхностном слое модель, которая ранее учитывала только фрикционный нагрев с поверхности трения, была модифицирована - в нее была добавлена возможность учета тепловыделения в поверхностном слое, обусловленного пластическим деформированием материала. Целью данной работы является исследование теплового режима и динамики пластического сдвига в поверхностном слое при наличии в нем источников тепла, возникающих вследствие интенсивной пластической деформации материала.

Расчет проводился для модельного материала со свойствами, близкими к свойствам меди. Считалось, что вся работа по пластическому деформированию переходит в тепло, поэтому, количество теплоты, выделившееся в материале, приравнивалось к механической работе, затраченной на его пластическую деформацию. Моделирование трения стали, выполненное ранее показало, что учет тепловыделения за счет пластического деформирования оказывает существенное влияние на поведение материала, если в поверхностном слое реализуется процесс пластического деформирования с положительной обратной связью [4]. В этом случае превращение энергии деформации в тепло при интенсивном пластическом сдвиге вызывает рост температуры и разупрочнение деформированного материала, которое, в свою очередь интенсифицирует пластический сдвиг и приводит к еще большему разогреву. Такая ситуация возникает, если упрочняемость материала лежит в определенном диапазоне. Для модельного расчета способность меди к упрочнению задавалась такой, чтобы обеспечить наличие описанной положительной обратной связи. Моделирование проводилось для образца высотой 1мм содержащего 1000 слоев толщиной 1мкм при скорости скольжения 1м/с и коэффициенте трения 0.5. Размер пятна контакта составлял 500мкм, контактное давление 51.8МПа.

Расчеты показали, что пластический сдвиг в поверхностном слое при трении скольжения протекает неоднородно во времени и пространстве. На рис.1 приведена хронограмма изменения скорости сдвиговой пластической деформации. Каждый столбец хронограммы шириной 1 пиксель представляет собой полутоновое отображение распределения скорости пластической деформации по

глубине образца в некоторый момент времени. Яркость каждого пикселя пропорциональна логарифму скорости. Таким образом, черный цвет обозначает нулевую, а белый – максимально наблюдаемую



Рис. 1 Хронограмма логарифма скорости сдвиговой пластической деформации. - 105 -

скорость. Нижний пиксель соответствует поверхности трения. Столбцы составлены друг за другом слева направо в хронологическом порядке. Вся хронограмма в целом показывает, как изменяется скорость пластического сдвига в поверхностном слое с течением времени.

Хорошо видно, что пластический сдвиг развивается неравномерно как во времени, так и по

глубине образца (рис. 1). В поверхностном слое наблюдается постоянное движение зон интенсивной сдвиговой пластической деформации, которые на хронограмме представляют собой широкие белые полосы. На хронограмме наблюдается четыре таких зоны. Они непрерывно перемещаются с постоянной скоростью, пересекая друг друга, от поверхности трения до границы раздела пластически и упруго деформированного материала и обратно. Скорость перемещения зон составляет около 14м/с. Между зонами пластической деформации располагаются упругие зоны (на хронограмме - черные участки ромбовидной формы), в которых пластическая деформация полностью отсутствует.

На рис. 2 приведены распределения скорости деформации по глубине для трех последовательных моментов времени. Видно, что с течением времени упругие и пластические зоны периодически меняются местами. Кроме того, следует отметить, что на границах зон наблюдаются очень высокие градиенты скорости деформации. На рис 3. показаны «срезы» хронограммы на двух разных расстояниях от поверхности трения. Эти «срезы» показывают, что нестационарный характер пластического сдвига характерен для всего пластифицированного слоя материала. При фрикционном взаимодействии на пятне контакта в поверхностном слое наблюдается квазипериодическая смена этапов упругого и пластического деформирования с высокими скоростями.

Таким образом, результаты моделирования показали, что в поверхностном слое материала при трении с высокими нагрузками могут создаваться макроскопические условия для послойного сдвига материала и формирования наблюдаемых экспериментально слоистых структур.

- Рубцов В.Е., Колубаев А.В. Исследование сдвиговой пластической деформации в поверхностном слое при трении. Результаты моделирования. Часть І. Описание модели // Трение и износ. – 2007. – Т.28. – №1. – С. 64-76.
- Рубцов В.Е., Колубаев А.В. Исследование сдвиговой пластической деформации в поверхностном слое при трении. Результаты моделирования. Часть II. Влияние параметров трения // Трение и износ. – 2007. – Т.28. – №2. – С. 169-177
- J. Hodowany, G. Ravichandran, A.J. Rosakis and P. Rosakis Partition of plastic work into heat and stored energy in metals // Experimental Mechanics. – 2000. – Vol.40. – N2. – pp. 113-123.
- В.Е.Рубцов, А.В.Колубаев Оценка влияния тепловыделения, обусловленного пластической деформацией, на поведение материала в поверхностном слое при трении скольжения // Современные проблемы машиностроения. Труды IV Международной научно-технической конференции. – Томск: Издательство ТПУ, 2008. С. 198-202.



Рис.2 Зависимость логарифма скорости деформации расстояния до поверхности трения в моменты времени: a) 0.000223с, б) 0.0002265с, в) 0.00023с.



Рис.3 Зависимость логарифма скорости деформации от времени на расстоянии 25мкм (а) и 110мкм (б) от поверхности трения.

DFMN-2009

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Рыбак Т.И., Попович П.В., Сташкив Н.Я., Паламарчук П.В.

Украина, Тернопольский государственный технический университет им. И.Пулюя, PPopovich@ukr.net

DETERMINATION OF DESCRIPTIONS OF TIRELESS DESTRUCTION AT THE DIFFICULT TENSE STATE.

T.Rybak, P. Popovich, H. Stashkiv, P. Palamarchuk.

The construction of stand is offered for tests on tireless durability of elements of constructions of transport machines with the recreation of real loading. Allows it is automated to register the origin of macrocrack.

Долговечность металлоконструкции, которая в процессе эксплуатации поддается действиям случайных возмущений, определяется процессом накопления необратимых усталостных повреждений. Отказ является следствием развития магистральных трещин. Обзор типичных поломок металлоконструкций показывает, причина - многоцикловая усталость, которая имеет место при напряжениях, не превышающих макроскопический порог упругости. Механизм многоцикловой усталости заключается в накоплении рассеянных повреждений в наиболее слабых, или наиболее нагруженных зернах металла, совокупность которых образует зародыш усталостной трещины. Зародыш трещины является концентратором напряжений и может расти при длительном действии циклической нагрузки. В литературе приводится понятие степени повреждений от усталости, которая заключается в линейном законе накопления повреждений [1, 3, 5], более обоснованной гипотезой является гипотеза автомодельности процесса накопления повреждений. Аргумент в выражении для степени поврежденнности - величина, которая в рамках линейного правила имеет содержание повреждений, а в рамках автомодельной гипотезы- содержание характеристики процесса нагрузки на рассматриваемом отрезке времени [1]. В отличие от линейного правила, гипотеза автомодельности позволяет описать нелинейную зависимость степени повреждений при произвольном процессе нагрузке. Многие испытания указывают на то, что при достаточно малых амплитудах переменной нагрузки зависимость между напряжением и деформациями в металле нелинейная, наблюдается замкнутая петля механического гистерезиса, работа деформации, которая тратится на нагрузку элемента конструкции больше, ем работа деформации при разгрузке и часть энергии, которая определяется петлей гистерезиса, рассевается в металле на необратимые процессы [2]. При малых напряжениях площадь петли гистерезиса зависит не от амплитуды переменной нагрузки, а от скорости нагружения. Гистерезис, который не зависит от амплитуды имеет место при напряжениях, которые в десятки раз меньшие порога выносливости [2]. При более высоких напряжениях площадь кривой гистерезиса увеличивается по мере роста амплитуды напряжений. Многоцикловая усталость металла происходит в диапазоне напряжений, которые отвечают гистерезису, зависящему от амплитуды, то есть связанному с макропластичными деформациями. В таких условиях гистерезис определяется не только действующими переменными напряжениями, но и существенно зависит от скорости и частоты нагрузки [2]. Рассматриваем развитие усталостных трещин под действием случайного процесса нагрузки, как детерминирующий фактор ресурса металлоконструкции, то есть существуют две причины роста трещин в элементе металлоконструкции: начальные (технологические) дефекты в виде неоднородности структуры материала и дефекты, которые возникают в материале элемента металлоконструкции в процессе эксплуатации (эксплуатационные) [5]. Считаем, что дефекты технологического и эксплуатационного происхождения развиваются по определенному закону и при определенных условиях происходит их объединение, которое приводит к образованию трещины. Степень начальной или приобретенной дефектности как параметра распределения прочности выбирается из базы информации, полученной при непосредственном исследовании дефектности материала конструкции методами неразрушающего контроля [1]. Учитывая факторы трудоемкости, ограниченной чувствительности аппаратуры, которая применяется при исследованиях, в конструкциях машин не выявляются все имеющиеся дефекты. По этой причине возникает задача систематизации информации о такой дефектности конструкции, результатом которой являются характерные размеры повреждений: рассматриваются дефекты, размер которых больше нижнего порога выявления трещины. Считаем, что дефекты размещены по отношению к действующим нагрузкам в положении, при котором их развитие происходит с максимальной скоростью. Дефекты в сварных узлах металлоконструкции описываются с помощью одномерной вероятностной модели [5], которая функционально определяет параметрические характеристики случайного процесса развития трещины в несущем элементе конструкции. Основной задачей при

будет получение математического ожидания числа трещин в элементе таком подходе металлоконструкции и их распределения по размерам в любой момент времени. Такие вероятностные характеристики полностью задают функцию распределения ресурса при условии, что его исчерпание связано с достижением предельно допустимых размеров дефектов. При таком подходе кроме случайных факторов, которые влияют на развитие дефектности (распределение начальных дефектов, распределение начавшихся зарождений трещин) учитываются новые - влияние случайных свойств процесса нагружения. НДС в опасном сечении несущего элемента металлоконструкции считается однородным, и рассматриваются дефекты одного вида [1]. Актуально для описания модели разрушения элемента металлоконструкции использовать постулаты объединенной теории замедленного разрушения Болотина [1, 4, 5]. Согласно данной теории, с целью описания отклонений от линейного закона суммирования усталостных повреждений, моделирование усталостного разрушения заключается в определении двух мер повреждений, первая из которых характеризует процесс подготовки материала к образованию усталостной трещины, вторая -размер макротрещины. В исследованиях и стохастическом прогнозировании ресурса металлоконструкций, например транспортных машин, важное значение приобрели экспериментальные исследования усталостного разрушения конструктивных элементов. В подавляющем большинстве случаев испытания на усталость проводятся при однокомпонентном нагружении, например изгибе образца знакопеременным моментом, реализация таких испытаний существенно искажает картину загруженности конструкции, так как в реальных эксплуатационных условиях несущие конструкции транспортных машин испытывают совместное воздействие изгиба с кручением, что приводит к получению недостаточно корректных результатов. Возникает необходимость испытаний в реалистичных условиях, при сложном напряженном состоянии, причем испытания натурных рам являются дорогим мероприятием и для снижения расходов целесообразно испытывать отдельные элементы конструкции, лимитирующие долговечность конструкции в целом. Для экспериментальных исследований элементов несущих металлоконструкций разработан и изготовлен специальный стенд, позволяет воспроизводить многокомпонентную нагрузку. приближенную который к эксплуатационной с фиксацией начала образования трещины, как результата накопления повреждений и ее последующей визуальной регистрации катетометром. Стенд является машиной с механическим возбудителем циклических нагрузок (рис. 1).



Рис. 1- Функциональная схема стенда

Принцип действия базируется на превращении кругового движения вала электродвигателя постоянного тока 1 на движение тонкостенного образца 6. Образец закрепляется в специальных держателях – захватах 7, 8 которые механизмом 4, 5 превращают движение эксцентрика 3 в перемещение тонкостенного образца за схемой стесненного кручения. Величина перемещения зависит от радиуса эксцентрика R. Амплитуда нагружения образца регулируется радиусом эксцентрика. Количество циклов фиксируется счетчиком. Существенное значение имеет регистрация момента зарождения усталостной макротрещины а также предельного состояния локальной модели. Наиболее доступным и таким, который обеспечивает оценку усталостного повреждения на всех этапах испытаний считаем метод, основанный на изменении мощности электродвигателя установки. После появления макротрещины ее развитие регистрируется с помощью катетометра КМ-8.

1. Параций В.А. Стохастическое прогнозирование долговечности металлоконструкций прицепных опрыскивателей: Дис. канд. техн. наук/ ТГТУ. – Тернополь, 2000. – 129 с.

2. Андрейкив А. Е. Разрушение квазихрупких тел с трещинами при сложном напряжённом состоянии. – Киев: Наук. думка, 1979. – 144 с.

3. Андрейкив А. Е., Дарчук А. И.Усталостное разрушение и долговечность конструкции. АН Украины. – Физ.-мех. ин-т. – К.: Наук. думка, 1992. – 184 с.

4. Анилович В. Я., Гринченко А. С. Прогнозирование надежности тракторов. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.

5. Арасланов А.М. Расчет элементов конструкций заданной надежности при случайных воздействиях. – М.: Машиностроение, 1987. – 127 с.
О ПОВЫШЕНИИ НАДЕЖНОСТИ РАБОТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПЕРЕМЕННОМ НАГРУЖЕНИИ С ПОМОЩЬЮ НАЧАЛЬНЫХ ДОЗИРОВАННЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ПЕРЕГУЗОК Савкин А.Н.

Россия Волгоградский государственный технический университет E-mail: tfpic@vstu.ru

ABOUT INCREASE OF RELIABILITY OF WORK CONSTRUCTIONAL STEELS AT VARIABLE LOADING BY MEANS OF INITIAL DOSED CYCLIC OVERLOADS Savkin A.

Modes of cyclic training of some marks carbonaceous steels which allow to raise absorbing ability of a material, increasing thus its fatigue durability at the further cyclic deformation on the lowered pressure are shown.

Надежность работы деталей машин, испытывающих циклические нагрузки и колебания, определяется как усталостной прочностью материала, так и его способностью к рассеянию энергии, в особенности, если имеются случайные или запланированные перегрузочные режимы и прохождение через резонансные частоты.

Проведено изучение влияния величины и продолжительности циклических перегрузок на усталостную прочность и демпфирующую способность конструкционных сталей 20, 40. У8. Установлено, что циклическая тренировка металла кратковременной, строго дозированной по числу циклов перегрузкой, может быть использована для повышения демпфирующей способности материала без снижения его исходного предела усталости.

Для проведения тренировки необходимо выбрать правильное соотношение между уровнем циклической перегрузки и продолжительностью работы на нем, учитывая, что увеличение перегрузки ведет к уменьшению критического числа циклов тренировки, дающего оптимальный эффект прироста коэффициента рассеяния энергии.

Кинетика микропластических деформаций для исследуемых материалов, связанная с развитием демпфирующей способности металла, при выборе продолжительности циклической перегрузки показана на рисунке. После наработки на первом уровне напряжения (кривая 1) осуществляется переход на предел выносливости (кривая 2).



Рис. Кинетика развития микропластических деформаций при различной продолжительности циклической перегрузки для стали 40 (a) и У8(б) знакосимметричный изгиб с вращением, $\sigma_a=1,15\sigma_{-1}$.

Если на второй ступени нагружения происходит разрушение, то уменьшают продолжительность работы материала на первой ступени и снова спускаются на предел выносливости до тех пор, пока разрушения не будет. Такая продолжительность на первой ступени нагружения соответствует одной точке на кривой Френча (точка A для стали и точка B для стали У8, см. рис.1 и 2). Отметим, что при переходе на предел выносливости σ_{-1} , уровень развития

микропластических деформаций на этом напряжении зависит от предыдущего значения $\mathcal{E}_n/\mathcal{E}$ на первой ступени нагружения. В области развития микротрещин усталости образцы разрушались, а в области обратимых повреждений, до зарождения трещин, уровень развития микропластических деформаций на пределе выносливости σ_{-1} после тренировки на 1-ой ступени нагружения увеличивался.

Природа рассматриваемого явления, весьма желательного для практики увеличения демпфирующей способности материала без уменьшения его циклической прочности, заключается в общности процессов усталости и рассеяния энергии, базирующихся на обязательно для каждого из них прохождения микропластических деформаций. Это открывает возможности целенаправленного воздействия на кинетику этих процессов, посредством управления характерными особенностями микропластического деформирования в требуемых направлениях.

Проведенные исследования показали, что применение начальной дозированной кратковременной циклической перегрузки при $0,3\div10$ тысяч циклов без отдыха обеспечивает надежную тренировку металла без внесения в него «опасных» усталостных повреждений, уменьшающих его усталостную прочность. Так, во всех случаях оптимальное число циклов тренировки n_{onm} меньше критического n_K , способного внести в структуру металла усталостные повреждения, в 2-6 раз. В этом случае наблюдается, кроме того, повышение исходного предела усталости на 4-9%. Это дополнительно снижает вероятность внесения в металл усталостных повреждений.

Выбор оптимальных значений продолжительности циклических перегрузок $(1,15\div1,3)\sigma_{-1}$ приводит к повышению демпфирующей способности материала на его пределе усталости ψ_{-1} до 9,5÷15,5%. При тех же напряжениях и долговечностях, но при стационарном нагружении, без циклической тренировки, указанные выше материалы показывают демпфирующую способность не превышающую 1-2%. Для получения максимальных значений демпфирующей способности материала при его работе на циклическом напряжении, равном исходному пределу усталости, как видно из рисунка, требуется $(0.5\div1,0)\times10^6$ циклов тренировки. Тогда как циклическая перегрузка выше $1,3\sigma_{-1}$ может привести к случайному заходу материала в область «опасных» усталостных повреждений, поскольку n_{onm} не превышает n_K более чем в $1,5\div2,0$ раза. Поэтому можно рекомендовать циклическую перегрузку для исследуемых сталей в пределах $(1,15\div1,2)\sigma_{-1}$ с оптимальной продолжительностью, определяемой из эксперимента.

Таким образом, было установлено, что при нестационарном двухступенчатом режиме циклических нагружений в области ограниченной долговечности можно выделить критическое число циклов n_K тренировки на первой ступени, разделяющее области положительного и отрицательного влияния этой тренировки на последующую долговечность материала на второй ступени циклического деформирования. Отмечено, что для исследованных сталей величина циклической перегрузки относительно предела выносливости материала может составлять $(1,15\div1,2)\sigma_{-1}$, при назначении оптимального числа циклов тренировки в пределах, экспериментально устанавливаемых для разных марок сталей на основании двухступенчатых режимов нагружения.

МИКРОДЕФОРМАЦИЯ И ФРАКТОГРАФИЯ ИЗЛОМОВ СТАЛИ ПРИ ЧИСТОМ СДВИГЕ И РАЗЛИЧНОЙ ФУГИТИВНОСТИ ВНЕДРЕННОГО ВОДОРОДА Савченков Э.А., Айткулов Р.Р.

Россия, Оренбургский государственный университет E-mail: post@mail.osu.ru

MICRODEFORMATION OF STEEL AND BREAKS FRACTOGRAPHIC AT PURE SHEAR AND VARIOUS FUGACITY THE INTRODUCED HYDROGEN Savchenkov E.A.,Aytkulov R.R.

It is established that fugacity state of diffusional hydrogen in metal essentially influences microdeformation and destruction processes

Ранее в работе [1] на стадии нестационарной диффузии водорода через мембраны при комнатной температуре обнаружено явление сверхупругой деформации железа и стали. Диффузионную сторону мембран испытывали вдавливанием индентора (метод кинетической микротвердости). На входной стороне мембраны проводили наводороживание в сероводородсодержащем электролите без катодной поляризации. Эффект выражается в аномальном (максимум на порядок) снижении модуля упругости, разупрочнении, увеличении упругой деформации кристаллитов. Механическая неустойчивость стали при нестационарной диффузии водорода наблюдается в разных условиях нагружения и является общей закономерностью[2,3].Процессы деформации и разрушения металла в условиях стимулированной водородом сверхупругости мало изучены. Это область обратимой водородной хрупкости (ВХ). В условиях стационарной диффузии водорода в металле. В стацонарных условиях водород диффузионно-подвижный (фугитивный) выделяется из пересыщенного твёрдого раствора в виде сегрегаций и молизуется. Это область необратимой ВХ.

В нашу задачу входило выявить особенности пластической деформации и разрушения при кручении образцов из малоуглеродистой стали на различных стадиях диффузионной кинетики водорода. Готовили трубчатые образцы отожжённой стали 20 (размер зерна 65 мкм) с наружным диаметром 5мм, толщиной стенки 1мм, длиной рабочей части 25мм. Предварительное наводороживание образцов без нагрузки в течение 1,5-2,0 и 25-30 ч проводили в насыщенном сероводородном электролите, подкисленном соляной кислотой до pH 0,6. В этих условиях наводороживание до 3 ч оставляет водород высокоподвижным. Испытание на кручение выполнялось на машине KM-50-1 с записью диаграммы нагружения. С помощью сканирующего JSM-50A и оптического микроскопов изучали структуру излома и микрорельеф пластической деформации на поперечных шлифах вблизи кромки среза.

Было установлено, что по сравнению с ненаводороженным состоянием, характер микропластической деформации изменяется как на стадии нестационарной диффузии, так и после длительного наводороживания. Сталь ненаводороженная имеет развитые длинные линии скольжения, пересекающие границы зерен. Такой рельеф характерен для ОЦК-структур и свидетельствует о малой подвижности винтовых компонент дислокаций. После 1,5-2,0 ч наводороживания линии деформирования короткие, с различной внутризеренной ориентацией и в виде петель. Рельеф свидетельствует о наличии множества центров внутризёренной микродеформации и отсутствии передачи деформации от зерна к зерну. Выявляется кристаллографическая ориентация внутризёренной микродеформации. Наблюдаются расширенные линии сдвига. Такое расширение линий сдвига в присутствии водорода ранее наблюдалось на никеле. Гурмелон, изучая на просвет пленки наводороженного деформированного железа, отметил ускорение дислокационных превращений: спирали и петли дислокаций, растянутые вдоль <100>, в присутствии внедренного водорода появляются при 2 % деформации, но полностью отсутствуют при этой деформации в ненаводороженном железе.

На стадии водородного насыщения в структуре появляются водородные поры. Линии сдвига становятся снова длинные, однако с характерной пилообразной формой, что свидетельствует об эффекте торможения дислокаций.

Фрактографический анализ выявил, что морфология среза образцов стали, насыщенной водородом высокой фугитивности, существенно отличается от излома образцов ненаводороженных и излома образцов, насыщенных молизованным водородом. Излом ненаводороженной стали имеет типичный вид ямочного вязкого среза. В изломе металла с водородом

высокой фугитивности видны массовые тарельчатого типа зоны выноса металла на поверхностьпроявление диффузионно-кооперативного эффекта стимулированной экструзии металла. Участки вязкого ямочного среза отсутствуют. Тарельчатые зоны – подвижные металл – водородные кластеры диаметром от 10 мкм и ниже. Характерно, что экструзия металла по окружности тарельчатых зон превосходит деформацию выдавливания металла в кратерах. Выявляются границы субзеренной структуры стали, но тарельчатые зоны, как правило, возникают внутри субзерен. Поверхность излома напоминает кипение жидкости. Тарельчатые зоны металл-водородных подвижных кластеров – проявление гидродинамической моды вязкого течения металла, стимулированного нестационарной диффузией водорода и напряжениями сдвиг. Образцы стали в описанном состоянии наводороживания имели низкую податливость, их можно было деформировать кручением вручную.

После 25 – 30 ч наводороживания (этап необратимой ВХ) поверхность излома чистого сдвига имела вид ламелей, похожих на ямочный излом ненаводороженной стали. Зон «кипения» металла не наблюдалось.

Список литературы

1.Савченков Э.А., Шашкова Л.В. Сверхупругость железа и стали в условиях нестационарной диффузии водорода//Изв. РАН. Металлы, 1995.- № 2.-с. 118-122.

2.Савченков Э. А., Светличкин А. Ф. Разрушение стали на различных стадиях водородного охрупчивания.- МиТОМ, 1980, № 12, с. 19-21.

3.Водорододеформационное упрочнение и разупрочнение стали при разных температурах и схемах нагружения / Савченков Э. А., Айткулов Р. Р.; Редкол. Изв. вузов. Физика. Томск, 1981. 20 с. Библиогр.: с. 16. (42 назв.). Рукопись деп. в ВИНИТИ 21.09.81, № 4532—81 Деп.

СДВИГОВАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ Тарасов С.Ю., Колубаев А.В.

Институт физик прочности и материаловедения СО РАН, Россия, tsy@ispms.tsc.ru

SLIDING WEAR-INDUCED SHEAR INSTABILITY IN A SUBSURFACE LAYER OF MATERIAL IN SLIDING WEAR

S. Tarasov and A. Kolubaev

Dry sliding wear conditions were used to obtain a 500 micrometer-thick layer of nanosize grains on copper samples. As shown, this layer reveals a flow behavior pattern similar to that of a viscous non-Newtonian fluid. Four structurally different zones were found in the longitudinal cross- sections of samples below the worn surface. Upper two of them are nanocrystalline and consist of many ~ 1 micrometer-thick sublayers, which show either laminar or turbulent flow behavior. These sublayers demonstrate different levels of elasticity as compared to each other and may be related to an interplay between work-hardening and thermal softening. Lower two zones undergo usual plastic deformation and severe fragmentation without viscous mass transfer.

Целью работы является моделирование условий перехода от нормального к катастрофическому изнашиванию за счет потери сдвигового сопротивления в поверхностных слоях металлических материалов и изучение структурных изменений. При этом на поверхности трения всегда образуется слой сильно деформированного материала с фрагментированной структурой. Толщина этого слоя определяется контактным напряжением и зависимостью предела текучести материала от температуры.

Цилиндрические образцы диаметром 5 мм и длиной 20 мм для испытаний по методу «палецдиск» вытачивались на токарном станке из заготовки меди М1. Испытания проводили на машине трения 2168 УМТ-1 (Точприбор, Иваново). Контртелом служил диск диаметром 320 мм, изготовленный из термообработанной стали 9ХС (64 HRC).

Испытания проходили в двух режимах, первый из которых соответствовал относительно стабильному режиму трения при 1м/с, 0.1 МПа. Пластическая деформация поверхностных слоев образца осуществляется на глубине нескольких микрометров, не создавая каких-либо структурных особенностей кроме следов скольжения.

Второй режим характеризовался резкими колебаниями момента трения после периода приработки (0,6 м/с, 0, 5МПа). При исследовании структурных изменений на боковой поверхности образца был обнаружен сильнодеформированный поверхностный слой материала, который был отделен границей от нижележащего материала. В строении образца можно различить 4 зоны: зона пластической деформации и текстурирования; зона интенсивной фрагментации; зона турбулентного течения (может отсутствовать); зона вязкого течения.

Микроструктура полученного материала отличается от структур нанокристаллических материалов, получаемых другими способами, наличием слоистости. Такого рода слоистость определяется реологическими свойствами течения всего слоя, но в отличие от жидкостей скорости отдельных слоев по глубине могут быть распределены неравномерно. Кроме того, скорость движения слоев может определяться действующими в них механизмами пластической деформации.

Дислокационные процессы на границах зерен играют решающую роль при деформации нанокристаллических материалов. В нашем случае структура усложняется наличием дополнительных границ между слоями НК зерен, которые являются местами аннигиляции дислокаций испускаемых быстродвижущимися слоями, но в то же время являются источниками дислокаций для медленно движущихся слоев. Поскольку при движении слоев относительно друг друга и неподвижной границы совершается работа и выделяется тепло, то быстродвижущиеся слои разупрочняются, тогда как медленные слои неподвижные слои упрочняются. Упрочненный, медленно-движущийся слой играет роль полосы локализованной деформации в НК материале. Такой характер течения в нанокристалическом материале подтверждается результатами численного моделирования. При этом процесс трения характеризуется не только относительным перемещением контактирующих поверхностей, но и вязким течением материала, что обусловливает возрастание коэффициента трения из-за дополнительного вклада, определяемого вязкостью поверхностного слоя.

Таким образом, разрушение нанокристаллических слоев может протекать сдвигом всего слоя относительно нижележащего материала, пластическим течением всего слоя или его участков. При достижении результирующей сил трения и нормального давления величины, сравнимой с усилием,

необходимым для пластической деформации всего образца или его части, может произойти его мгновенная деформация, вследствие возникновения геометрической несовместимости. В работе обсуждается эффект несовместимости форм поверхностей износа на переход от нормального к катастрофическому изнашиванию.



Рис. 1. Возникновение несовместимости формы в контакте при развитии деформационной неустойчивости в части образца и/или микронеровности.



Рис. 2. Возникновение зоны стесненной деформации и экструдирования материала на поверхность. 1 – плоскость контртела; 2 – спиральная зона из материала с нанокристаллической структурой; 3 – зона стесненной деформации (экструдирования).

При этом образуется несовместимость контактов – (рис.1), и система будет стремиться к восстановлению площади реального контакта, которая соответствовала приложенным усилиям до возникновения такой несовместимости. Восстановление будет происходить путем деформации вершины контакта и образования стесненной зоны между плоскостью контртела и возникшей на раннем этапе по такому же механизму спиральной зоны, которая и послужила причиной резкого увеличения коэффициента трения (рис.2). В этой зоне между двумя твердыми поверхностями может происходить послойное экструдирование материала.

Тогда процесс повторяется, пока не захватывает всю площадь трения. Этим может объясняться быстрый переход от режима нормального изнашивания к схватыванию. Таким образом, можно генерировать нанокристаллический слой значительной толщины и в принципе можно разработать метод получения наноматериалов в процессе трения.

В работе показано, что потеря сдвиговой устойчивости при трении связана с локализацией деформации, структурной фрагментацией материала в зоне локализации с образованием наноразмерных зерен и собственно потерей сдвиговой устойчивости в результате инициации нового механизма деформации в нанокристаллическом материале.



УСТАЛОСТНАЯ ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Трощенко В.Т.

Институт проблем прочности Национальной академии наук Украины, Киев, Украина,

vtt@ipp.kiev.ua

FATIGUE FRACTURE TOUGHNESS OF METALS

V.T. Troshchenko

G. S. Pisarenko Institute for Problems of Strength National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, Ukraine, vtt@ipp.kiev.ua

The paper considers peculiarities of the fatigue crack development and final fracture of metals under cyclic loading. It is shown that the value of the fatigue fracture toughness of steels in an embrittled state is appreciably lower than that of the fracture toughness under static loading. A model of transition from stable to unstable fatigue crack propagation is justified.

Исследования проводились на компактных образцах толщиной от 7,5 до 150 мм при внецентренном растяжении на электрогидравлических установках различной мощности. Установки были снабжены системами охлаждения и нагрева образцов, позволяющими проводить исследования в диапазоне температур от 77 до 623К. Изготовление образцов, выращивание в них трещин и обработка результатов исследования осуществлялась в соответствии с принятыми стандартами.

Циклическое нагружение образцов проводилось при постоянной величине нагрузки, частота нагружения образцов изменялась в пределах 10...15 Гц.

Расчет коэффициентов интенсивности напряжений и условий плоской деформации проводились с использованием формул

$$K_I = \frac{P\sqrt{a}}{t\sqrt{w}}Y \quad ; \qquad (1) \qquad t \ge 2.5 \left(\frac{K_I}{\sigma_{0,2}}\right)^2 \qquad (2);$$

где P – нагрузка, a – размер трещины, t – толщина образца, w – ширина образца, Y- параметр, $\sigma_{0,2}$ – предел текучести.



Рис.1. Зависимости $da/dN - \Delta K_I$ (*a*, *b*, *c*) и $da/dN - \Delta K_I \max(c, \partial, e)$ для сталей теплоустойчивых I (*a*, *d*) и II (*b*, *d*) и аустенитной стали (*e*, *f*) при асимметриях цикла нагружения R=0,1(1); 0,35 (2) и 0,75 (3).

В качестве характеристик статической вязкости разрушения использовался коэффициент интенсивности напряжений, подсчитанный по величине максимальной нагрузки, К₀^{max}. Эта характеристика наиболее сопоставима с характеристикой усталостной разрушения, вязкости которая K_{fc} , подсчитывалась по величине максимальной нагрузки в цикле при разрушении.

Результаты исследований теплоустойчивой стали 15Х2МФА(I), этой стали в охрупченном состоянии, 15Х2МФА(II), и аустенитной стали 1Х18Н10Т при различных асимметриях цикла в координатах " $da/dN - \Delta K_I$ " и " $da/dN - K_{Imax}$ " приведены на рис.1. Исследовались компактные образцы толщиной 150мм при комнатной температуре. В этих условиях образцы из стали I разрушались без существенной утяжки, однако, критерий (2) не выдерживался, образцы из стали II разрушались в условиях плоской деформации, образцы из аустенитной стали разрушались вязко.

Скачкообразный характер развития усталостной трещины при переходе от стабильного к нестабильному развитию трещины наблюдался только для стали II.

На рис.1 в виде стрелок отмечены точки,

при которых происходило полное разрушение образцов. Для стали II в виде стрелок отмечено также начало перехода к скачкообразному развитию трещины.

Приведенные на рис.1 результаты показывают, что для всех исследованных сталей, независимо от того разрушались ли они при циклической нагрузке в условиях плоской деформации, или нет, максимальные значения коэффициентов интенсивности напряжений, соответствующие полному разрушению, K_{fc} , не зависят от асимметрии цикла нагружения. Не зависит от асимметрии цикла нагружения и величина K_{fc}^1 для стали II, которая определяет условия перехода к нестабильному развитию усталостной трещины [1,2].



Рис.2. Сравнение характеристик вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружениях.

Сравнение характеристик статической и усталостной вязкости разрушения исследованных материалов выполнено на рис.2, где по вертикальной оси отложено K_{fc}/K_Q^{max} , отношение а по горизонтальной оси – статическая вязкость разрушения К дах. На этом рисунке точки 1 соответствуют теплоустойчивым сталям, 2 -3хромомолибденовым сталям, титановым сплавам, 4- аустенитной стали. Незачерненные точки на рис.2 соответствуют результатам,

когда условия плоской деформации не выдерживались, зачерненные - когда эти условия выдерживались, зачерненные на половину точки – когда эти условия выдерживались при определении К ₀^{max} [1].

Большое количество точек на рис.3 объясняется тем, что исследовалось несколько марок из перечисленных выше классов материалов при различных низких и высоких температурах с использованием образцов разных размеров.

Зависимость между циклической и статической вязкостью разрушения с учетом результатов приведенных на рис.2 может быть представлена в виде

$$K_{fc}/K_Q^{max} = 1 - bK_Q^{max};$$

(3)

где b – параметр, определяющий интенсивность снижения циклической вязкости разрушения с увеличением K_Q^{max} . В соответствии с результатами, приведенными на рис.2., среднее значение b при

разрушении в условиях плоской деформации (прямая I) равно 4,5·10⁻³.

Модель, описывающая условия перехода от стабильного к нестабильному развитию усталостной трещины, предполагающая уменьшение вязкости разрушения материала в вершине трещины с увеличением числа циклов нагружения и – отличие характеристик вязкости разрушения при статическом и динамическом нагружении рассмотрена в работе [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. Трощенко В.Т., Покровский В.В. Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. Сообщение 1. Методики и материалы исследования и общие закономерности.//Проблемы прочности. – 2003.-№1.-с.5-19.

2. Трощенко В.Т., Покровский В.В. Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. Сообщение 2. Влияние эксплуатационных и технологических факторов// Проблемы прочности. – 2003.-№2.-с.5-17.

УСТОЙЧИВЫЙ РОСТ ТРЕЩИН МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ: ТЕОРИЯ И ПРИЛОЖЕНИЯ

Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова, Серветник А.Н.

Россия, Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), tumanov@rtc.ciam.ru

STABLE GROWTH OF LOW CYCLE FATIGUE CRACKS: THEORY AND APPLICATIONS

Tumanov N.V., Lavrenteva M.A., Cherkasova S.A., Servetnik A.N.

Techniques for modeling low cycle fatigue crack kinetics in highly stressed fracture critical parts have been developed which are based on the theory of local high-energy-type fracture mechanism acting at a crack front in the second stage of fatigue crack kinetics. The techniques have been verified with the use of 3D finite element modeling and microfractographic reconstitution of fatigue crack growth.

Для многих высоконапряженных ответственных деталей (таких, например, как диски авиадвигателей) малоцикловая усталость (МЦУ) является основным повреждающим фактором, а продолжительность роста трещин МЦУ составляет значительную долю общей циклической долговечности. В этих условиях надежное определение периода докритического (устойчивого) роста трещин МЦУ позволяет повысить ресурс безопасной эксплуатации и определить интервалы дефектоскопического контроля. Однако в течение длительного времени решение указанной задачи было затруднено из-за того, что механизм устойчивого роста усталостных трещин оставался неизвестным.

После обнаружения степенной зависимости скорости роста трещины усталости (СРТУ) V от размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK [1] возникла необходимость теоретического обоснования этой парадоксальной связи между параметром, который характеризует сингулярные поля напряжений в вершине идеальной трещины в линейно-упругом теле, и процессом разрушения, развивающимся в пластической зоне у фронта реальной трещины. В механике разрушения зависимость V от ΔK объясняется пренебрежимо малым влиянием пластической деформации вследствие малого размера пластической зоны в вершине усталостной трещины по сравнению с ее длиной. Однако процесс разрушения при развитии усталостной трещины любой длины развивается непосредственно перед ее фронтом в глубине пластической зоны. На стадии устойчивого роста усталостных трещин, где наблюдается наиболее стабильная связь между СРТУ и КИН, характерный масштаб процесса разрушения, равный шагу усталостных бороздок S, на несколько порядков меньше размера пластической зоны.

Настоящая модель является результатом радикального изменения точки зрения на роль пластической деформации при развитии усталостной трещины. При этом учитываются общие закономерности разрушения в условиях интенсивной пластической деформации [2] и экспериментальные данные о структурообразовании при пластической деформации перед фронтом усталостной трещины (см., например, [3]). Универсальный характер устойчивого роста усталостных трещин и соответствующего кинетического уравнения объясняется наличием физических и математических инвариантов, которые обеспечивают устойчивый рост и делают возможным его простое аналитическое описание. Этими инвариантами являются расположенная перед фронтом трещины критическая (предшествующая разрушению) фрагментированная деформационная структура и связанный с ней высокоэнергоемкий механизм разрушения [4], а также используемые при выводе кинетического уравнения локальный критерий разрушения (превышение теоретической прочности на отрыв) и распределение напряжений от внешней нагрузки (приложенных напряжений) σ_x^{ext} , действующих перед фронтом трещины с Т-образной вершиной (рис.1). Последняя формируется в каждом цикле нагружения в результате поперечного расслаивания вдоль границы крупномасштабных фрагментов критической деформационной структуры под действием приложенных напряжений σ_{x}^{ext} и локализованных у этой границы внутренних напряжений σ_x^{int} , образовавшихся при многократной пластической деформации в предыдущих циклах. Предполагается, что расслаивание происходит вблизи максимума σ_x^{ext} и имеет хрупкий характер, т.е. до его зарождения при возрастании нагрузки в цикле нагружения материал перед фронтом трещины находится в упругом состоянии, что обусловливает аддитивность σ_x^{ext} и σ_x^{int} при формулировке локального критерия разрушения. Фронт трещины с Т-образной вершиной при своем распространении в каждом цикле оставляет на парных поверхностях разрушения следы в виде усталостных бороздок, шаг S которых приблизительно равен расстоянию от вершины трещины до местоположения максимума σ_x^{ext} . В этом контексте коэффициент интенсивности напряжений K приобретает ясный физический смысл, характеризуя при различной нагрузке величину и местоположение указанного максимума для трещин разной конфигурации при условии, что величина расслоения L в вершине





Рис.1. Распределения нормированных напряжений σ_x перед фронтом трещин с Т-образной вершиной в плоскости *y*=0 в линейно-упругом теле для $L/l=10^{-3}$ и 10^{-4} при разной конфигурации тела и трещины и различной нагрузке (расчет методом конечных элементов; для полукруглой трещины – модель №5 – вычисления проведены в точке максимальной глубины)

На основе предложенной модели получена кинетическая зависимость $S(\Delta K)$ для трещин МЦУ, связывающая простым соотношением величины разной природы – математическую (размах КИН) и физические (шаг бороздок и модуль Юнга). Кинетическая зависимость позволяет рассчитать период устойчивого роста усталостных трещин разной конфигурации в деталях из различных металлических материалов и определить границы устойчивого роста. Разработаны расчетный и фрактографический (с применением электронной микроскопии поверхности разрушения) методы моделирования устойчивого роста трещин МЦУ при простом и сложном циклах нагружения. Методы применены для прогнозирования и реконструкции развития трещин в дисках авиадвигателей. Расчетный метод верифицирован с использованием результатов исследований кинетики трещин МЦУ, развивавшихся в дисках компрессора и турбины (из жаропрочных сплавов на основе титана и никеля) при эквивалентно-циклических испытаниях и в натурных условиях. Исследования состояли из следующих этапов:

• Электронно-микроскопический фрактографический анализ, в ходе которого определялись форма и размеры развивающейся трещины, границы ее устойчивого роста и зависимость шага бороздок от глубины трещины *S*(*l*).

• Трехмерные конечно-элементные расчеты диска с трещиной на разных этапах ее развития (конфигурация трещин устанавливалась на основании фрактографических исследований), вычисление КИН и определение зависимости $\Delta K(l)$.

• Вычисление расчетного и экспериментального периодов устойчивого роста трещины с использованием зависимостей $S(\Delta K)$, $\Delta K(l)$ и S(l).

Показано, что результаты расчета хорошо согласуются с экспериментальными данными. Установлена воспроизводимость продолжительности устойчивого роста однотипных трещин в разных дисках одной и той же конструкции при одинаковых условиях нагружения, что обеспечивает возможность надежного детерминированного прогнозирования.

1. Paris P., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws // Journal of Basic Engineering (Trans. ASME). 1963. N 12. P. 528-534.

2. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

3. Klesnil M., Lukáš P. Fatigue of metallic materials. Amsterdam: Elsevier, 1992. 270 p.

4. *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.

О СВЯЗИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КРИТЕРИЕВ СИНЕРГЕТИКИ ПРИ ОЦЕНКЕ КАЧЕСТВА ЛИТОЙ СТАЛИ

Чернышов Е.А., Скуднов В.А.

Россия. Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева E-mail:taep@nntu.nnov.ru

THE ABOUT CONNECTION OF SUNERGETICS' MECHANICAL PROPERTIES AND CRITERIA WHITE EVALUATING THE ANALITY OF CAST STEEL Chernyshov E.A., Skudnov V.A.

Given are the results of the examination of cast steel's quality as far mechanical properties and criteria of synergetics. It is snown that the most sensitive characteristic of the structural-energetic of metal is ultimate specific energy of deformation.

Традиционная оценка качества металла по механическим свойствам не всегда отражает истинную надежность конструкций и деталей машин. Это можно объяснить тем, что условия и характер разрушения при испытании образцов на статическое растяжение (σ_в, σ_т, δ и ψ) практически всегда отличаются от условий при которых работает деталь или изделие. Следовательно, используя только традиционные методы испытания механических свойств нельзя объективно судить о поведении материала в условиях эксплуатации.

Развитие специальных отраслей машиностроения, исследование вопросов аварийного хрупкого разрушения стальных конструкций и узлов вызывает разработку и внедрение новых методик оценки качества как литейных, так и деформированных сплавов и заготовок, полученных из них. При этом качество металла должно оценивать комплексно с учетом эксплуатационных требований по соотношению рабочих нагрузок к сопротивлению разрушения, конструктивных и технологических особенностей получения заготовок.

Для определения заданной работоспособности и прогнозирования деформированного металла, в частности стальных изделий и конструкций применяются предельная удельная энергия (работа) деформации W_c и показатель внутреннего напряженного состояния $\Pi_{c \ni c}$ [1, 2].

Предельная удельная деформация рассчитывается по формуле [2, 3]

$$W_{c} = 0,5 \cdot (\sigma_{T} + \sigma_{\kappa}) \cdot \varepsilon^{\text{пред}}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{\rm T}$ - предел текучести; $\sigma_{\rm K}$ - истинное сопротивление разрыву; $\varepsilon_{\rm пред}$ - истинная деформация разрушения, т.е. истинное сужение площади поперечного сечения образца к моменту разрушения, $\varepsilon^{\rm пред} = \ln \frac{1}{1-\psi}$; п- показатель деформационного упрочнения.

По результатам испытаний образцов на статическое растяжение обычно определяют $\sigma_{\rm B}$, $\sigma_{\rm T}$, δ и ψ . Однако окончательному разрушению образцов наиболее адекватны истинное сопротивление разрыву $\sigma_{\rm K}$ и относительное поперечное сужение ψ , так как они соответствуют предельному по прочности и пластичности состоянию металла. Относительное поперечное сужение как характеристика пластичности имеет ряд преимуществ перед относительным удлинением δ : меньше зависит от длины рабочего участка образца, более локальна и более чувствительна к технологическим факторам. Поэтому именно ψ целесообразно рассматривать в качестве основного критерия пластичности и установить взаимосвязь $\sigma_{\rm K}$ и ψ в аналитическом виде [4].

Истинное сопротивление разрушению определяется из выражения

$$\sigma_{\kappa} = \sigma_{E} \frac{1}{1-\psi} = \frac{\sigma_{T}}{(1-\psi)}, M\Pi a$$
(2)

Из выражений (1-2) видно, что предельная удельная энергия деформации обобщая прочностные и пластические показатели, по сути является комплексной величиной предельного состояния материала, но даже для деформированных сталей изучена не достаточно.

Другой важной характеристикой механических свойств при стандартных испытаниях является твердость. Простота определения, возможность без разрушения изделия судить о его свойствах, вследствии количественных и качественных связей результатов испытаний на твердость с данными других испытаний (прежде всего с пределом прочности и характером излома), делают

DFMN-2009

твердость незаменимым параметром контроля качества металла и режимов термообработки. При производстве стальных отливок ответственного назначения - это обязательный вид контроля. Согласно современным представлениям твердость можно считать показателем внутреннего напряженного (структурного-энергетического) состояния, который оценивается с помощью коэффициента П_{сэс} [2]. Показатель П_{сэс} связан с твердостью по Бринелю НВ формулой типа:

$$\Pi_{csc} = \frac{HB}{\sigma_T^{Fe}} - 2 , \qquad (3)$$

где σ_T^{Fe} - предел текучести железа, равный примерно 300 МПа.

В данной работе выполнена оценка качества металла с помощью критериев W_c и П_{сэс} и традиционных механических свойств применительно к литому металлу отливок из специальной сложнолегированной стали в зависимости от условий затвердевания. Отливки получали по следующим вариантам: в условиях ускоренного охлаждения, суспензионной обработки расплава твердыми дисперсными частицами и без воздействия на расплав в песчаной форме.

Интерес к оценке качества литого металла по показателям W_c и П_{сэс} заключается прежде всего из-за того, что стальные отливки, в отличие от деформированных заготовок, имеют ряд специфических особенностей: свойства литого сплава более низкие и неоднородные по сечению и высоте отливки из-за наличия большего количества дефектов и крупнозернистого строения, литой сплав сохраняет структуру первичной кристаллизации, отливки не подвергаются обработке давлением и др.

Сравнение механических свойств металла отливок показало, что наибольшая разница наблюдается в центральных зонах и в первую очередь в показателях пластичности. Использование ускоренного охлаждения повышает пластические свойства в указанных зонах на 35%, а суспензионная обработка на 45% по сравнению с металлом, полученным в песчаную форму.

Результаты исследования по критериям синергетики показали, что лучшим комплексом структурно-энергетических показателей обладает отливка, полученная с вводом твердых дисперсных частиц. Это можно объяснить более мелкозернистой и однородной структурой, более благоприятным распределением неметаллических включений, повышенной плотностью металла.

В результате проведенных исследований можно сделать следующие выводы. Наиболее чувствительной характеристикой к условиям затвердевания, а, следовательно, к структурному изменению, плотности и наличию дефектов, оказалась W_C. Ее можно рассматривать как универсальную характеристику сопротивления материала к разрушению, позволяющую сопоставлять поведение любых изделий, в том числе и литых, даже при неблагоприятных условиях вызывающих хрупкое разрушение, прогнозировать поведение металла и научно обосновывать выбор литейной технологии.

Литература

1. Иванова В. С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. - М.: Наука, 1992. - 155с.

2. Скуднов В. А. Предельные пластические деформации металлов. - М.: Металлургия, 1989. - 176с.

3. Жильмо Л. Характеристика свойств конструкционных сталей работой предельной деформации // Современные проблемы металлургии: Сб. научн. тр. - 1981. - Вып. 37. - С.573-582.

4. Яковлев В.В., Карпов П.П., Астафьев Г.Н., Шанчуров С.М. О выборе критерия пластичности конструкционных материалов // Сталь, 1999.- №9. - С.69-71.

СТАДИЙНОСТЬ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Чуканова А. А.

Россия, ГОУ ВПО «Тульский государственный университет», E-mail: AlexChukanova@yandex.ru

THE STAGES OF ACCUMULATION OF DEGRADATION IN REFRACTORY LOW-CARBON STEELS Chukanova A.

On the basis of the integrated description of maxima of internal friction (Snoek, Snoek - Ke - Koster, decrtuction effect) was estimated a degree of degradation and destruction of low-carbon steels. It is offered to use the internal friction method as a special tool for estimation of earlier stages of degradation in refractory low-carbon steels.

Перспективным методом оценки развития и накопления поврежденности является метод внутреннего трения (ВТ).

Температурный спектр ВТ представляет собой комплекс неупругих эффектов (НЭ), отражающих изменение диффузионных характеристик, фазового состава, морфологии фаз, процессов перераспределения растворенных и собственных атомов, формирования суб- и микронесплошностей [1].

Целью работы являлась оценка эффективности использования метода ВТ для контроля за стадийностью развития повреждаемости в малоуглеродистых сталях, подвергавшихся силовому (деформация) и коррозионному (электролитическое наводороживание) воздействию.

Измерение ВТ проводили на образцах (l = 200 мм, d = 8 мм) стали марки Ct3 в состоянии поставки (горячекатаные прутки). Использовали резонансную методику измерения ВТ (ГОСТ 25156-82) (частота изгибных колебаний ~ $1 \cdot 10^3$ c⁻¹). Температурные зависимости ВТ (T3BT) измеряли в диапазоне от -100 до 500 °C. Скорость нагрева 2 град./мин. Интенсивность влияния водорода варьировали временем электролитического насыщения в растворе H₂SO₄ с добавлением роданистого аммония NH₄CNSH₂. Параллельно измеряли модуль упругости, плотность, а также проводили механические испытания.

На ТЗВТ идентифицировали следующие НЭ: водородную релаксацию Снука; деструкционный эффект; релаксацию Снука примесей внедрения С и N; дислокационно-примесную релаксацию Снука-Кестера.

Комплексный анализ указанных НЭ, подтвержденный характеристиками механических и физических свойств, позволил выявить 4 основные стадии накопления повреждаемости: 1) стадия появления первых микротрещин и рост пор (($(0,35-0,7)\sigma_B$, высота деструкционного максимума: $Q_m^{-1} = =2,4\cdot10^{-4}$); 2) стадия накопления дефектов (($(0,7-0,85)\sigma_B, Q_m^{-1}=16,710^{-4}$); 3) стадия слияния дефектов (($(0,85-0,97)\sigma_B, Q_m^{-1}=34,3\cdot10^{-4}$); 4) стадия локализованного разрушения (($(0,97-1)\sigma_B, Q_m^{-1}=5,24\cdot10^{-4}$). Полученные результаты хорошо согласуются с данными других исследователей [2].

Таким образом, накопление деформационной поврежденности можно оценивать по параметрам НЭ ВТ – деструкционного максимума, отвечающего за изменение дислокационной динамики у структурных дефектов поврежденности (микротрещин).

Список литературы:

[1]. Чуканов А.Н., Чуканова А.А., Пуханова И.В. The complex analysis of substructural processes of degradation and destruction of metal on the basis of the internal friction's data//Deformation & Fracture of Materials - DFM2006/Book of articles – Moscow: Interkontakt Nauka, 2006, P.82-84.

[2]. Жаркова Н. А., Ботвина Л. Р., Тютин М. Р. Стадийность накопления повреждений в низкоуглеродистой стали в условиях одноосного растяжения//Металлы, N 3, 2007. С. 64-71.

ДИНАМИКА ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗМНОЖЕНИЯ ПОЛОС МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Выжанов Е.В.

Россия, Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

DYNAMICS OF NUCLEATION AND MULTIPLICATION OF BANDS OF MACROLOCALIZED DEFORMATION

Shibkov A.A., Zolotov A.E., Mihlik D.V., Zheltov M.A., Shuklinov A.V., Vyzhanov E.V.

Abstract. Real-time measurements of velocities of propagation, strain velocities and mobilities of macrobands of localized deformation during tensile of aluminum-magnesium alloy in soft test machine is performed and discussed

Несмотря на интенсивное изучение прерывистой деформации в последние пять десятилетий, механизмы зарождения полос и начальные стадии их распространения остаются неизвестными [1-3]. Возможная причина этого пробела состоит в высоких скоростях и множественности развития пластической неустойчивости на ранних стадиях. Настоящая работа посвящена изучению динамики зарождения и начальных стадий развития полос деформации на основе данных высокоскоростной видеосъемки со скоростью до 1000 кадр/с динамики рельефа поверхности алюминий-магниевого сплава АМг6, деформируемого с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0$ =const, т.е. в условиях проявления эффекта Савара-Массона.

Установлено, что в сплаве АМг6 с преципитатной микроструктурой первой полосой деформации, соответствующей первой критической деформации, является узкая полоса локализованного сдвига (шириной порядка размера зерна), распространяющаяся со скоростью 0.3-1 м/с в плоскости максимальных касательных напряжений, а в сплаве со структурой собирательной рекристаллизации потеря устойчивого пластического течения начинается со спонтанного формирования ветвящегося (фрактального) фронта полосы Людерса.

Характеристики скачкообразной деформации, особенно количество скачков, первая критическая деформация, подвижность и морфология первых полос деформации резко меняются после отжига в окрестности температуры сольвус $T_{SV} \approx 275$ °C. Наиболее чувствительными функциями отклика на растворение частиц вторичной $\beta(Al_3Mg_2)$ -фазы являются подвижность и геометрия первых полос: с ростом температуры отжига в окрестности точки $T_{an} \approx T_{SV}$ происходит морфологический переход от плоской к дендритной геометрии полос деформации, сопровождаемый ростом, почти на порядок, их подвижности. Этот переход квалифицирован как неравновесный (кинетический) морфологический переход первого рода.

Полосы Савара-Массона размножаются по механизму «цепной реакции»: каждая граница расширяющейся полосы генерирует вторичные полосы, границы вторичных полос генерируют полосы третьего поколения и т.д. В результате эволюция неустойчивой деформации на фронте макроскопического скачка описывается бифуркационной диаграммой, характерной для сильно нелинейных неравновесных динамических систем. Показано, что основная доля деформации в скачке амплитудой ~ 1-10 % осуществляется эстафетной передачей деформации в соседние области поликристалла за счет каскадного размножения полос Савара-Массона.

Из результатов работы следует, что макроскопические скачки пластической деформации сплава AMr6 при растяжении с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0$ = const следует рассматривать как деформационные «взрывы», возникающие в результате спонтанного развития «цепной реакции» размножения полос деформации Савара-Массона с коэффициентом размножения около двух.

Работа выполнена в рамках реализации аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)», рег. номер проекта 2.1.1/2747.

Литература

- 1. Estrin Y., Kubin L.P. Spatial coupling and propagative plastic instabilities / Continuum models for materials with microstructure. Edited by H.-B. Muhlhaus. New-York: Wiley & Sons. 1995. P. 395-450.
- 2. Hähner P., Ziegenbein A., Rizzi E., Neuhäuser H. // Phys. Rev. B. 2002. V. 65. № 13. P. 134109
- 3. Rizzi E., Hähner P. // International Journal of Plasticity. 2004. V. 20. № 1. P. 121165.

DFMN-2009

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ В ГИГАЦИКЛОВОЙ ОБЛАСТИ

Яковлева Т.Ю., Матохнюк Л.Е., Бялонович А.В., *Корецкий С.Л.

Украина, Киев, Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, mle@ipp.kiev.ua *Украина, Киев, Академия международной экономики и международных отношений

> PREDICTING FATIGUE RESISTANCE CHARACTERISTICS IN THE GIGACYCLE REGION Yakovleva T.Yu., Matokhnyuk L.E., Bialonovich A.V., and Koretsky S.L.

The damage accumulation model and the fatigue curve equation are presented, which allow predicting fatigue resistance characteristics under low frequencies from the results of high-frequency tests, the number of loading cycles being large in both cases.

Проблема усталости металлов и элементов конструкций в области долговечности, превышающей 10^9 циклов нагружения, обусловлена особенностями эксплуатации и разрушения изделий энергетического машиностроения, авиастроения и других отраслей промышленности. Так, при числе циклов нагружения, превышающем $10^8...10^9$ циклов, могут наблюдаться разрушения при напряжениях значительно ниже установленного для этого материала предела выносливости [1 - 3 и др.]. Это наблюдается, как правило, для высокопрочных металлических материалов, очаги разрушения находятся под поверхностью образцов. В зависимости от вида испытываемого материала кривые усталости могут быть как двухступенчатыми, с разрывами [1 - 4], так и гладкими в диапазоне $10^5...10^{10}$ циклов [5, 6 и др].

Наиболее эффективным способом получения информации о сопротивлении усталости материалов на больших базах нагружения являются испытания с применением высокочастотного оборудования [6]. Однако из-за влияния частоты нагружения на характеристики сопротивления усталости их непосредственное распространение на область частот от единиц до десятков герц неправомерно. Чтобы учесть влияние скорости циклического нагружения на сопротивление усталости металлических материалов, предложена модель накопления усталостных повреждений и разрушения [7]. На основании большого объема испытаний материалов различных классов и уровней прочности, с различной кристаллографической структурой в диапазоне частот нагружения (от единиц Ги до 10 кГи), коэффициентов асимметрии циклов и исследований с применением различных физических методов (внутреннее трение, остаточное электросопротивление, оптическая и электронная микроскопия) показано, что несмотря на некоторые отличия эволюции дислокационной структуры в объеме материала на стадии накопления повреждений, которые зависят от исходной структуры материала и характеристик циклов нагружения, имеются следующие общие закономерности. Сохранение стадийности и локального характера эволюции дислокационной структуры, увеличение размеров микрообластей максимальных структурных изменений по мере возрастания количества циклов нагрузки на фоне микрообластей с неизменной структурой. Получено уравнение, связывающее амплитуду нагрузки σ_a с числом циклов N_{Fr} до появления микротрещины, с учетом частоты нагружения f и величины коэффициента чувствительности к асимметрии циклов k:

$$\sigma_{a} = \sigma_{e} + a_{\sigma}\sqrt{f} + b_{\sigma}\sqrt{\frac{1}{N_{Fr}}} + c_{\sigma}\sqrt{\frac{f}{N_{Fr}}},$$

где $a_{\sigma} = k\sqrt{\frac{E_{\omega}tg\varphi}{3v_{0}}\cdot\frac{\partial\alpha}{\partial N}}; \ b_{\sigma} = k\sqrt{\frac{E_{r}}{3v_{0}}\cdot\frac{\partial\alpha}{\partial T}}; \ c_{\sigma} = k\sqrt{\frac{E_{\omega}tg\varphi}{3}\cdot\frac{\partial\alpha}{\partial v_{0}}}; \ \sigma_{e} = k\sigma_{e'-1},$

 E_{ω} и $E_{\rm r}$ – круговой и релаксированный модули упругости соответственно, $\sigma_{e'-1}$ – истинный предел упругости при симметричных циклах, v_0 – средняя скорость процессов микропластической деформации, φ - угол сдвига фаз между напряжением и деформацией, α - величина удельной поверхностной энергии.

Учитывая, что уравнение содержит частоту в явном виде и то, что основные закономерности накопления усталостных повреждений на высоких и низких частотах нагружения сохраняются [7], оно позволяет по результатам высокочастотных испытаний на больших базах нагружения прогнозировать поведение материала на более низких частотах на таких же базах. Справедливость данного утверждения проверена на большом количестве испытаний сталей и сплавов на основе

никеля, алюминия, титана не менее чем на трех частотах в диапазоне от единиц Гц до 10...100 кГц [7]. В качестве примера на рис. приведены результаты прогнозирования по испытаниям на частоте 10 кГц на более низкие частоты и их сопоставление с экспериментальными результатами испытаний алюминиевого сплава АМг6Н при различных коэффициентах асимметрии циклов. Как следует из приведенных данных, результаты прогнозирования хорошо соответствуют эксперименту.





Рис. 1. Результаты усталостных испытаний и прогнозируемые кривые усталости (сплошные линии) для сплава АМг6Н: *а* при R = -1; *б* — при R = 0; *в* — при R = 0,5для гладких образцов (кривые *1*—3, *7*, 8) и образцов с концентратором напряжений (кривые *4*—6, 9) при частоте нагружения: *1*, *4* — 10 кГц; 2, 5 — 200 Гц; 3, 6 — 35 Гц; 7 – 3 кГц; 8, 9 – 500 Гц

Если наблюдается ярко выраженная смена механизмов усталостного разрушения и резко меняется наклон кривых усталости, т.е. на кривой имеется разрыв, результаты испытаний аппроксимируются тем же уравнением с разными значениями коэффициентов для соответствующих областей долговечностей. Поскольку в литературе отсутствуют кривые усталости, полученные для одного и того же материала на различных частотах нагружения и имеющие разрывы или перегибы, пока не представилось возможным подтвердить справедливость предложенного уравнения для прогнозирования характеристик сопротивления усталости для этого случая.

Литература

1. Kanazawa K., Nishijima S. Fatigue fracture of low alloy steel at ultra-high cycle regime under elevated temperature conditions // J. Soc.Mater. Sci. – 1997. – Vol. 46, No 12. – P. 1396-1400.

2. Sohar C.R., Betzwar-Kotas A., Gierl C., Weiss B., Danninger H. Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel // Int. J. of Fatigue. – 2008.– Vol.30, No 7. – P. 1137-1149.

3. Mayer H., Haydn W., Schuller R., Issler S., Furtner B. and Bacher-Höchst M. Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon-chromium steel steel // Int. J. of Fatigue. – 2009. – Vol.31, No 2. – P. 242 - 249.

4. Ochi Y., Matsumura T., Masaki K., Yoshida S. High cycle rotating bending fatigue property in very long life regime of high strength steels // Proc. Int. Conf. on Fatigue in Very High Cycle Regime / Ed. S. Stanzl-Tschegg, H.Mauer. 2 – 4 July, 2001, Vienna, Austria, Inst. of Meteorology and Physics. – P. 81 – 88.

5. *Makino T*. The effect of inclusion geometry according to forging ratio and metal flow direction on very high-cycle fatigue properties of steel bars // Int. J. of Fatigue. - 2008, Vol., No 8. - P. 1409-1418.

6. *Матохнюк Л.Е.* Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.

7. *Яковлева Т.Ю*. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 236 с.

II. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ С УЧАСТИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ

О НЕКОТОРЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ В СТРУКТУРЕ СИГНАЛОВ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ (ЭМИ) ПРИ НАГРУЖЕНИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Вострецов А.Г**., Кривеций А.В*., Бизяев А.А**., Яковицкая Г.Е.*

Россия, *Институт горного дела СО РАН, **Новосибирский государственный технический университет, yge@ngs.ru

ON SOME REGULARITIES OF THE ELECTROMAGNETIC EMISSION SIGNAL STRUCTURE IN NATURALLY OCCURRING AND CONSTRUCTION MATERIALS UNDER LOADING Vostretsov, A.G., Krivetsky, A.V., Bizyaev, A.A. and Yakovitskaya, G.E. Russia, Institute of Mining of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk State Technical University, E-mail: yge@ngs.ru

The authors describe the experimental testing data on deformation and destruction of some naturally occurring and construction materials with concurrent recording of load and electromagnetic emission signals; noncontact measurement information readout features the EME recording process. It is shown that EME signal parameters, structure and spectral characteristics alter at different stages of deformation and can be diagnostic properties of the destruction.

В последние десятилетия наряду с методом акустической эмиссии (АЭ), широко используемым для исследования процессов деформирования и разрушения строительных и природных материалов, применяется и метод, основанный на регистрации сопутствующего процессу разрушения электромагнитного излучения (ЭМИ), преимуществом которого перед другими является его бесконтактность. Журков [1], отмечал, что начальные этапы деформирования различных материалов характеризуются возникновением сигналов АЭ, причем при приближении к разрушению длительности последних увеличиваются.

Как считает Куксенко [2], длительности акустических сигналов, коррелируют с размерами возникающих трещин, т.е. большим по размерам трещинам соответствуют большие длительности сигналов (периоды их возникновения). Т.о. можно предположить, что возникающие трещины больших размеров излучают низкочастотные одиночные или серии колебаний. В [3] применительно к процессу разрушения на основании анализа сигналов ЭМИ было также показано, что размер возникающей трещины при разрушении соответствует длительности электромагнитного импульса. В связи с этими предположениями можно заключить, что возникновение на какой-либо стадии деформирования строительных либо природных материалов низкочастотной составляющей сигналов ЭМИ соответствует возникновению трещины или системы трещин большего размера, что может являться началом их разрушения.

Основная цель работы: выявить по изменению параметров и структуры сигналов ЭМИ на различных этапах деформирования (временные соотношения) строительных и природных материалов начало формирования магистральной трещины (или системы трещин), что в конечном итоге, приводит к их разрушению (нарушению сплошности исследуемого материала).

Для этого необходимо решить задачу по регистрации сигналов ЭМИ на различных стадиях деформирования исследуемого материала, уделив особое внимание началу появления низкочастотных компонент в эмиссионных сигналах.

Исследованию подвергались образцы строительного материала – мраморной плитки и природного материала – диабазов. Методика экспериментальных исследований по синхронной регистрации нагружения образцов и сигналов ЭМИ проводилась на стенде [4], включающем пресс усилием 300 кH, антенны (датчики) ЭМИ и датчики нагрузки, помещенные в электромагнитный экран и двухканальную систему регистрации.

Исследуемый образец помещался между плитами пресса и нагружался до разрушения.

Для регистрации сигналов ЭМИ использовались электрические антенны конденсаторного типа с плоскими или цилиндрическими обкладками, и широкополосный усилитель с полосой пропускания 3 Гц–300 кГц. Для регистрации нагрузки на образец использовался датчик силы, выполненный в виде кольцевого цилиндра с наклеенными на его поверхности тензорезисторами, включенными по мостовой схеме, и усилитель постоянного тока. В процессе эксперимента синхронно по двум каналам регистрировались сигналы ЭМИ и нагрузки, амплитуды которых на экране монитора отображались в виде отдельных кадров, каждый из которых содержал 2¹⁴ отсчетов напряжений (амплитуд сигналов) в с выходов датчиков, взятых с интервалами 2 мкс, т.е.

длительность каждого кадра составляла 32.768 мс. Затем полученные кадры по специально разработанной программе последовательно соединялись, и по ним строились осциллограммы и графики для кривых нагружения и сигналов сопутствующего ЭМИ.

При экспериментах для анализа их результатов были отобраны 5 образцов мрамора и 5 образцов диабазов.

Из анализа осциллограмм следует, что периоды T появления низкочастотных сигналов ЭМИ по мере приближения к моменту нарушения сплошности уменьшаются, амплитуды низкочастотных составляющих сигналов ЭМИ могут принимать как одинаковые величины, так и иметь тенденцию к уменьшению на различных этапах нагружения, длительности низкочастотных сигналов ЭМИ имеют тенденцию к увеличению на различных этапах нагружения образцов.

Представленные на рис.1 спектральные характеристики образца мрамора на стадии, предшествующей нарушению сплошности (слева) и на стадии разделения его на отдельные фрагменты (справа), когда материал уже не существует как единое целое.



Рис. 1. Спектрально- временные характеристики сигналов ЭМИ для образца мрамора на стадии, предшествующей нарушению сплошности (слева) и на стадии собственно разрушения (справа)

Анализ спектральных характеристик исследуемых сигналов показал, что при приближении к моменту нарушения сплошности спектральные характеристики постепенно смещаются высокочастотную часть частотного диапазона.

Полученные результаты показали следующее.

1. Уменьшение периодов следования низкочастотных сигналов ЭМИ с одновременным увеличением их длительности свидетельствует о приближении исследуемого образца к моменту нарушения его сплошности.

2. Смещение верхней границы спектра сигналов ЭМИ в высокочастотную часть частотного диапазона также свидетельствуют о приближении исследуемого объекта к моменту нарушения сплошности.

3. Указанные признаки в изменении параметров, структуры и спектральных характеристик сигналов ЭМИ могут быть использованы в качестве диагностических критериев разрушения различных, в том числе, строительных и природных материалов.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ, проекты №08-01-00031, 08-05-00025, 09-08-00193, НШ-3803.2008.5 и фонда содействия отечественной науке в номинации «Кандидаты и доктора наук РАН»

Литература

1. Журков С.Н., Куксенко В.С. Петров В.А. и др. О прогнозировании разрушения горных пород // Известия АН СССР. Физика Земли. – 1977. – № 6. – С. 11 – 18.

2. Куксенко В.С., Ляшков А.И., Мирзоев К.М. и др. Связь между размерами образующихся под нагрузкой трещин и длительностью выделения упругой энергии // Доклады АН СССР. – 1982. – Т. 264. – № 4. – С. 846 – 848.

3. Егоров П.В., Иванов В.В., Колпакова Л.А. О некоторых закономерностях импульсного электромагнитного излучения щелочно-галоидных кристаллов и горных пород // ФТПРПИ. – 1988. – № 1. – С. 67 – 70.

4. Яковицкая Г.Е. Методы и технические средства диагностики критических состояний горных пород на основе электромагнитной эмиссии.– Новоибирск: Параллель.– 2008.– 315 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Ивахин М.П.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru

RESEARCH OF THE INFLUENCE OF LOW MAGNETIC FIELD ON THE MICROHARDNESS OF TECHNICALLY PURE ALUMINUM

Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Gromov V.E., Ivakhin M.P.

The influence of low magnetic field to the microhardness of aluminum is investigated. It is shown that the value of the microhardness of aluminum in the presence of magnetic field considerably decreases. The relaxation of microhardness in the course of time after the exposure of model from the magnetic field is established.

Способность изменения физических и механических характеристик металлов относящихся к диамагнетикам магнитным полем (МП) известно достаточно давно. В 1987 г. была обнаружена пластификация образцов NaCl в постоянном МП, которая получила название магнитопластического эффекта. К настоящему времени надежно установлено, что энергетически слабые МП с индукцией до 1 Тл при комнатной температуре способны эффективно повлиять на физические процессы в фулеритах, кристаллах NaCl, а также полимерах. Интерес среди ученых к данному явлению вызван не случайно, поскольку кроме теоретического оно имеет практическую значимость, например при оценке свойств материалов для теплоэнергетических установок, в которых имеются МП. К сожалению, влияние МП на пластические свойства металлов со значением магнитной проницаемости $\mu < 1$ изучено в меньшей степени.

В данной связи целью настоящей работы является установление влияния слабого постоянного МП на пластические свойства алюминия. Материалом для исследований являлся алюминий промышленной чистоты, обладающий диамагнитными свойствами. В качестве источника МП служил электромагнит, индукция которого регулировалась путем изменения значений тока в катушках. Измерение микротвердости проводились на микротвердомере ПМТ – 3. Измерения проводились без воздействия МП, сразу после выдержки в магнитном поле и после прошествии определенных интервалов времени. Количественно МПЭ характеризовался относительным изменением микротвердости ξ =(HV-HV₀)/ HV₀, где HV – значение микротвердости образца выдержанного в МП в течение часа с индукцией В = 300 мТл, HV₀ – исходное значение микротвердости. По полученным данным был построен график, приведенный ниже.



Рисунок. Зависимость относительного изменения микротвердости от времени после экспозиции в

МΠ

Из анализа графика видно, что наблюдается изменение микротвердости в МП, а также релаксация микротвердости после экспозиции образца. Это говорит о наличии эффекта последействия в алюминии при воздействии на него МП. По полученным данным пока не представляется возможным оценить механизмы влияния МП на микротвердость алюминия. В данной связи нашей научной группой проводятся испытания на микротвердость в присутствии МП различной напряженностью с различным временем выдержки, что позволит установить возможные механизмы влияния МП на пластические свойства алюминия в частности, и диамагнитных металлов и сплавов, в общем.

DFMN-2009

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ КОНТАКТЕ С АКТИВНОЙ СРЕДОЙ Занозин В.М., Полукарова З.М., Малкин А.И.

Россия, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина РАН, zmpol@rambler.ru

DEFORMATION AND FRACTURE ALUMINUM WIRES IN CONTACT WITH ACTIVE MEDIUM V.M.Zanozin, Z.M.Polukarova, A.I.Malkin

The results of studying the mechanical properties of polycrystalline aluminum with a coaxial structure (aluminum wire) at uniaxial tension with different strain rate in air and in contact with the melt Ga-In-Sn eutectic composition.

Изменение пластичности и сопротивления деформации металлов с повышением скорости деформации определяется соотношением между скоростью упрочнения как следствия скольжения и скоростью разупрочнения как следствия рекристаллизации. При повышении скорости деформации нарастают скольжение и упрочнение, а скорость возврата и рекристаллизация могут оказаться недостаточными, чтобы прошло разупрочнение деформируемого металла, вследствие чего понижается пластичность и повышается сопротивление деформации металла.

Кроме того, известно [1], что эффект жидкометаллического охрупчивания может полностью исчезать при уменьшении скорости деформации.

То есть свойства металла зависят от его исходного состояния (способа изготовления, режима термической и механической обработки, наличия концентратов напряжений и т.д.), вида нагружения и условий деформирования (среда, скорость деформации, температура и т. п.).

В работе представлены результаты изучения механических свойств поликристаллического алюминия с коаксиальной структурой (алюминиевой проволоки) при одноосном растяжении с разными скоростями деформации на воздухе и при контакте с расплавом Ga-In-Sn эвтектического состава.

Объект испытаний

Проведены испытания механических свойств 2-х партий алюминиевой проволоки в условиях поставки и отожженной: п.№1 - АДО, диаметром 6,6 мм, п.№2 - В95, диаметром 1,6 мм.

Методика

Испытания проведены по стандартной методике ГОСТ 10466-80.

Образцы п.№1 испытывали на гидравлической машине PSB-100 (погрешность измерения 2% отн.). Скорость нагружения: 2 и 100 мм/мин.

Образцы п.№2 испытывали на механической машине RMS-100 (погрешность измерения 10% отн.). Скорость нагружения: 2 и 100 мм/мин.

Температура испытаний +18 град.С.

Образцы испытаны при растяжении в двух средах: на воздухе и в расплаве состава (% по массе): 25 In, 62 Ga, 13 Sn. Расплав наносили на центральную часть образца при механическом удалении окисной пленки.

Результаты Ф_в, МПа





Рис.1 Результаты испытаний на растяжение образцов исходной (а) и отожженной (б) проволоки №1. Предел прочности: 1 - на воздухе, 2 - в расплаве. Относительное удлинение: 3 - на воздухе, 4 - в расплаве.



Рис.2. Результаты испытаний на растяжение образцов из исходной (а) и отожженной (б) проволоки №2. Предел прочности: 1 - на воздухе, 2 - в расплаве. Относительное удлинение: 3 - на воздухе, 4 - в расплаве. Пунктир – при 100 мм/мин обрыв в зажимах.



Рис.3. Вид образцов №1, разрушенных на воздухе (а) и в расплаве (б).

Заключение

В изученном диапазоне скоростей деформации:

1. Расплав понижает механические свойства (прочность и пластичность) всех образцов.

2. Увеличение скорости растяжения приводит:

на воздухе - к увеличению σ_в и снижению удлинения;

в присутствии расплава - к увеличению σ_в и удлинения.

Литература

1. В.И.Лихтман, Е.Д.Щукин, П.А.Ребиндер. Физико-химическая механика металлов. Москва, изд. АН СССР, 1962.

ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Запара М.А., Тутышкин Н.Д.

Россия, Тульский государственный университет, tutyshkin@mail.ru

INFLUENCE OF HYDROSTATIC STRESS ON STRAIN INDUCED DAMAGE OF ALUMINUM ALLOYS

Zapara M.A., Tutyshkin N.D.

Results of study in strain induced damage of structural aluminum and aluminum-magnesium alloys subjected to plastic deformation are presented. Influence of hydrostatic stress on strain induced damage is investigated for aluminum alloys on the basis of the experimental data. It is shown that a change in hydrostatic stress toward smaller values results in an appreciable decrease of damage. Proposed damage measures are important for the prediction of the meso-structure quality of metalware produced by metal forming techniques.

Не умаляя роли роста объема пор ΔV_{ν} , как важного фактора для оценки повреждаемости пластически деформируемых металлов, следует отметить также влияние формы дефектов на развитие деформационной повреждаемости. Поры при больших пластических деформациях приобретают вытянутую эллипсоидальную форму. При этом пространственная ориентация главных осей мезоэллипсоида оказывается связанной с направлениями главных деформаций $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ малой частицы материала, содержащей пору (мезоэлемента, представляющего собой материальную оболочку с одной порой). Таким образом металлические материалы обладают тензорными свойствами деформационной повреждаемости. Это обстоятельство позволяет ввести для более объективной оценки повреждаемости деформируемого материала, связанной с объемом, формой и направленностью дефектов, симметричный тензор второго ранга ω_{ii} [1, 2]:

$$\frac{d\omega_{ij}}{dt} = \dot{\omega}_{ij}(\lambda_k^{(\omega)}), \ k = 1, 2, \dots,$$
(1)

где $\dot{\omega}_{ij}(\lambda_k^{(\omega)})$ - функция тензора скорости повреждаемости от параметров $\lambda_k^{(\omega)}$, связанных с напряженно-деформированным состоянием (НДС) процесса.

Разложение тензора приращения поврежденности $d\omega_{ij} = \dot{\omega}_{ij}dt$ на шаровый тензор $d\omega_{ii} = \dot{\omega}_{ii}dt$ и девиатор $d\hat{\omega}_{ij} = \dot{\omega}_{ij}dt$ имеет ясный физический смысл. Шаровый тензор $d\omega_{ii}$ описывает приращение поврежденности, связанное с изменением объема, а девиатор $d\hat{\omega}_{ij}$ - связанное с изменением формы дефектов. Подобное представление кинетического процесса повреждаемости деформируемого материала позволяет ввести для его оценки две меры (ω_1 и ω_2) следующими дифференциальными уравнениями:

$$\omega_{1} = \int_{0}^{A} \frac{\left[\varepsilon_{\cdot i}^{i}(\Lambda)\right]}{\varepsilon_{\cdot i}^{i}(\Lambda_{f})} d\Lambda, \quad \omega_{2} = \int_{0}^{A} \frac{\left[\widehat{\Lambda}(\Lambda)\right]}{\widehat{\Lambda}(\Lambda_{c})} d\Lambda \quad , \tag{2}$$

где $\varepsilon_{i}^{i}(\Lambda)$ - зависимость пластической дилатансии ε_{i}^{i} от эквивалентной девиаторной деформации Λ [1]; Λ_{f} - предельная деформация, соответствующая моменту макроразрушения; $\widehat{\Lambda}(\Lambda)$ - зависимость эквивалентной девиаторной деформации мезоэлемента от девиаторной деформации Λ ; $\widehat{\Lambda}(\Lambda_{c})$ - критическая девиаторная деформация мезоэлемента, соответствующая началу стадии коалесценции пор, штрих означает производную по Λ .

Мера ω_1 описывает возможность предельного состояния деформируемого материала, как его макроразрушение в опасной зоне (критерий макроразрушения). А мера ω_2 описывает возможность критического состояния, соответствующего стадии активной коалесценции эллипсоидальных пор и образованию полостных дефектов в деформируемом материале (критерий микроразрушения на мезоуровне) [2]. Параметр ω_1 нормирован предельной величиной пластической дилатансии $\varepsilon_{if}^i = \varepsilon_i^i (\Lambda_f)$, а параметр ω_2 - критической величиной девиаторной деформации мезоэлементов $\hat{\Lambda}_c = \bar{\Lambda}(\Lambda_c)$ Значение $\omega_1, \omega_2 = 0$ соответствует исходному состоянию металла, после глубокого рекристаллизационного отжига. Значение $\omega_2 = 1$ соответствует стадии коалесценции пор (стадии

микроразрушения), а значение $\omega_1 = 1$ соответствует макроразрушению деформируемого материала.

В технологических процессах обработки давлением деформируемый материал испытывает переменное напряженное состояние. В этом случае гидростатическое давление $\sigma = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ (где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - главные компоненты напряжений) будет переменной величиной в течение процесса деформации. Определяющие зависимости (2) позволяют провести расчет повреждаемости для переменного гидростатического давления. В этом случае входящие в зависимости (2) функции $\varepsilon_i^i(\Lambda_f), \ \hat{\Lambda}(\Lambda_c)$ определяются как функции от напряжения $\overline{\sigma} = \sigma/T$, т.е. $\varepsilon_i^i(\Lambda_f) = \varepsilon_i^i[\Lambda_f(\overline{\sigma})],$ $\hat{\Lambda}(\Lambda_c) = \hat{\Lambda}[\Lambda_c(\overline{\sigma})], \ где \ T = (1/\sqrt{6})\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$ - интенсивность касательных напряжений.

Авторами проводились опыты на одноосное растяжение и сжатие образцов из алюминиевого и алюминиево-магниевого сплавов. Все образцы деформировались поэтапно до разрушения. Поэтапное деформирование образца с измерением изменяющихся размеров дефектов дает возможность установить параметры развития повреждаемости материала в процессе его пластической деформации.

На рис. 1 представлены результаты расчета параметров повреждаемости $\omega_1(\Lambda)$ и $\omega_2(\Lambda)$ алюминиевого и алюминиево-магниевого сплавов для различного изменения показателя $\overline{\sigma}$. Большее изменение $\overline{\sigma}$ в сторону меньших значений приводит к заметному снижению поврежденности.



Рис. 1. Зависимость повреждаемости (мер ω_1 и ω_2) от девиаторной деформации (Λ) в зоне шейки образца (слева – Al сплав, справа – Al-Mg сплав) для triaxiality : 1 - $\overline{\sigma} = 1/\sqrt{3}$; 2 - $\overline{\sigma} \subset \left[1/\sqrt{3} \rightarrow 1/2\sqrt{3}\right]$; 3 - $\overline{\sigma} \subset \left[1/\sqrt{3} \rightarrow 0\right]$.

Построенные зависимости поврежденности от девиаторной деформации Λ позволяют прогнозировать начало коалесценции пор (точка $\omega_2 = 1$) и момент макроразрушения (точка $\omega_1 = 1$) при больших пластических деформациях, характерных для процессов обработки давлением. Текущие значения параметров ω_1 и ω_2 определяют использованную пластичность материала.

Библиографический список

1. Технологическая механика дилатирующих материалов / Э.С. Макаров, Н.Д. Тутышкин, А.Е. Гвоздев, В.И. Трегубов, М.А. Запара; Под ред. Н.Д. Тутышкина.— Изд. 3-е, перераб. и доп.— Тула: Тульский полиграфист, 2007.- 199 с.

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 // Continuum Mechanics and Thermodynamics.- 2008.- 20 (4).- pp. 231-254.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов DFG (Немецкого научно-исследовательского общества) MU 1752/12-1 и MU 1752/16-1.

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ 60Г С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА И ХРОМА. Исакаев М.-Э.Х., Ливанова О.В.*, Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А.*, Юсупов Д.И. Россия, ОИВТ РАН, *ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, iqs12@ yandex.ru

THE INFLUENCE OF THE PLASMA HARDENING TECHNOLOGY ON THE HARDNESS AND BREAKING STRENGTH OF THE CARBON STEEL (60Γ) BY THE VARIATION OF CARBON AND CHROMIUM CONTENT.

Isakaev E.Kh., Livanova O.V., Tyuftyayev A.S., Filippov G.A., Yusupov D.I.

The success of the plasma hardening technology depends on the thorough optimization of plasma treatment regimes, especially in cases where a change of chemical composition of the product metal is involved.

In order to study the influence of the chemical composition of steel on its structure and properties during the plasma treatment alloying options were selected considering main elements influencing phase conversions during the cooling. Carbon, manganese, chromium etc. are elements of this kind in a wheel steel. Mainly wheel steel brands differs by carbon and chromium content, therefore these very elements were selected as parameters of the experiment. The manganese and silicium content was kept constant.

The fabrication of samples simulates the technology of the production of locomotive wheel tires.

The range of varying parameters of the plasma treatment is controlled by the elevated hardness of the surface without melting.

Results of metallurgical study and mechanical testing are presented in the paper.

Технология плазменного поверхностного упрочнения с использованием устройства, состоящего из плазмотрона с расширяющимся каналом выходного электрода [1], анододержателя и преобразователя потока успешно применяется при обработке металлоизделий подвижного состава железной дороги и металлургических комбинатов [2, 3]. Способ заключается в воздействии плазменной струи на поверхность изделия без ее оплавления, для изделий, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания, сухого трения, контактных нагрузок с допустимым на значительную глубину (до 5-10 мм) износом рабочей поверхности: колесные пары, ролики рольгангов и т.п., этот способ наиболее применим. Наряду с этим, в литературе мало уделено внимания исследованию закономерностей структурообразования в приповерхностных слоях металла при этом способе. Кроме того, при колебаниях химического состава изделий, безусловно, требуется корректировать и параметры режима обработки с целью получения оптимальных физико-механических свойств упрочненного слоя.

В колесной стали типа 60Г основными элементами, оказывающими влияние на фазовые превращения при охлаждении, являются углерод, марганец, хром и другие. Поскольку различные марки колесной стали отличаются, в основном, по содержанию углерода и хрома, то для проведения эксперимента варьировали содержание именно этих элементов. В данной работе изменяли содержание углерода от 0,38 до 0,79 % и хрома от 0,01 до 0,5%. В процессе изготовления опытных образцов имитировалась технология производства цельнокатаных колес и бандажей локомотивных колесных пар.

Критерием выбора параметров режимов плазменного упрочнения было повышение поверхностной твердости после обработки на всех образцах при отсутствии их оплавления. Скорость обработки V варьировалась от 160 до 240 мм/мин, а мощность нагрева N от 36 до 48 кВт при неизменном расходе азота G=1,8 г/с. После обработки были изготовлены микрошлифы для металлографических исследований, образцы для проведения механических испытаний.

Замеры микротвердости по глубине упрочненного слоя проводили на приборе ПМТ-3М с нагрузкой 1,962 Н. Следует отметить, что с повышением содержания углерода или хрома в стали и мощности нагрева микротвердость упрочненной зоны увеличивается. Причем глубина зоны термического воздействия (ЗТВ), измеренная в середине полосы упрочнения, зависит от режима обработки и практически не зависит от химического состава исследованных образцов. Например; для всех образцов, обработанных по режимам N=36 кВт (V=240 мм/мин, G=1,8 г/с) и N=48 кВт (V=240 мм/мин, G=1,8 г/с), глубина ЗТВ составила 1,1±0,1 и 2,2±0,1 мм соответственно.

В связи с этим за критерий степени упрочнения, помимо максимальной микротвердости, была принята глубина упрочненной зоны, т.е. зоны со средней микротвердостью Н_{□ 1,962} = 5000 МПа.

Для всех образцов при изменении мощности нагрева с 36 до 48 кВт при V=240 мм/мин и G=1,8 г/с наблюдается увеличение глубины упрочненной зоны и ее доли в 3TB. Кроме этого,

глубина упрочненной зоны при обработке одним и тем же режимом зависит от содержания углерода и (или) хрома в стали.

Для испытания на статический изгиб металла упрочненной зоны вырезались образцы сечением 5х4 мм с надрезом (рис.1). Испытания проводились на базе 25 мм со скоростью перемещения траверсы 20 мм/мин.



Рис.1. Образец для проведения испытаний на статический изгиб.

Увеличение содержания углерода в стали при одних и тех же режимах обработки способствует росту разрушающего напряжения и напряжения общей текучести. С увеличением мощности нагрева наблюдается плавное снижение разрушающего напряжения.

При содержании хрома в стали более 0,15% при одних и тех же режимах обработки разрушающее напряжение и напряжение общей текучести практически не изменяются. С увеличением мощности нагрева и, как следствие, размера упрочненной зоны, наблюдается плавное снижение разрушающего напряжения.

Работа разрушения уменьшается, как с повышением содержания углерода в стали, так и с повышением мощности нагрева. Работа распространения и работа зарождения трещины практически не зависят от содержания хрома (от 0,15% и более) в стали и режима обработки.

Для всех образцов с повышением мощности нагрева, а значит и увеличением глубины упрочненной зоны, работа разрушения уменьшается, в основном, за счет уменьшения работы зарождения трещины, что является следствием увеличения среднего диаметра бывшего аустенитного зерна.

Фрактографическое исследование изломов проводили после испытаний образцов на статический изгиб на сканирующем электронном микроскопе.

При исследовании строения изломов установлено: изломы хрупкие; по макрогеометрии – поверхность изломов неоднородная, имеет хорошо различимые зоны, отличающиеся по макро- и микрорельефу. Выявлены различия в механизме зарождения трещины в образцах с различным содержанием углерода и хрома.

Таким образом, установлено, что с увеличением содержания углерода и хрома в стали типа 60Г твердость поверхностной упрочненной плазмой зоны возрастает. Увеличение мощности нагрева повышает твердость и глубину упрочненного слоя и снижает работу разрушения, в основном, за счет уменьшения работы зарождения трещины.

Литература

1. Патент № 2069131. Устройство для плазменной обработки изделия. 1996. Бюл. №32

2. Исакаев М.-Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Особенности структурообразования и формирования свойств при плазменной обработке углеродистой стали // Материаловедение. 2003. №2. С. 52

3. Гонтарук Е.И., Ильичев М.В., Исакаев М.-Э.Х., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Новая технология поверхностного плазменного упрочнения стальных изделий // Сталь. 2002. №6. С.78.

ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА FE-22%CR-15%CO Корзников А.В.¹, Миляев И.М.², Миляев А.И.², Юсупов В.С.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., Milyaev A.I., Solomentsev A.N., Yusupov V.S., Korznikova G.F.

The paper devoted to detailed description of the structure and magnetic properties of the hard magnetic alloy Fe-22%Cr-15%Co subjected to uniaxial warm deformation. Initial samples were in high coercive state produced by standard thermal magnetic treatment and subsequent step annealing. Part of the samples was processed without application of magnetic field in order to produce isotropic magnets. Uniaxial deformation by bar rolling was used to obtain square rods of alloy. It was shown that in anisotropic sample an increase of deformation ratio causes significant decrease of maximum energy product, while magnetic induction and coercivity did not change significantly. By contrast, in isotropic sample some increase of energy product was revealed after deformation. These changes of hysteretic characteristic are caused by the structure evolution during deformation.

Практически все материалы для постоянных магнитов являются хрупкими и имеют низкие прочностные характеристики. 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÷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 настоящей работе была выбрана именно эта группа сплавов, и в частности – сплав марки 22X15К.

Целью работы являлось исследование процессов структурообразования в ходе теплой пластической деформации и их влияние на магнитные свойства сплава Fe-22%Cr-15%Co.

Для деформации были использованы исходные образцы сплава в высококоэрцитивном состоянии, полученном по двум режимам - по ГОСТ 24897-81 с наложением магнитного поля на первой ступени термообработки для получения анизотропных магнитов, а также ступенчатой термообработкой без магнитного поля по схеме: $700^{\circ}C(10 \text{ мин}) + 640^{\circ}C(14) + 620^{\circ}C(14) + 600^{\circ}C(14) + 580^{\circ}C(14) + 560^{\circ}C(24) + 520^{\circ}C(34) + 520^{\circ}C(44) + 500^{\circ}C для получения изотропных магнитов. При такой обработке происходит спинодальный распад <math>\alpha$ -твердого раствора на две изоморфные фазы - слабомагнитную α_2 матрицу и сильномагнитные частицы α_1 фазы. Причем, в случае анизотропных магнитов частицы имеют форму сильно вытянутых эллипсоидов с преимущественной ориентацией вдоль направления приложенного при обработке поля, а в изотропных магнитах частицы имеют сферическую форму. Пластическую деформацию изотропных и анизотропных магнитов осуществляли прокаткой с различной степенью на ручьевых валках с прямоугольным сечением после нагрева и выдержки в течение 1 часа при температуре 400°С. Степень деформации определяли по удлинению образцов.

В таблице 1 приведены магнитные характеристики - остаточная индукция B_r, коэрцитивная сила H_{cB}, максимальная магнитная энергия (BH)_{макс} анизотропного и изотропного образцов сплава без деформации (0%) и после различных степеней деформации. Как видно из таблицы анизотропные магниты как до так и после деформации имеют существенно лучшие характеристики по сравнению с изотропными, что, в целом согласуется с теорией перемагничивания однодоменных анизотропных по форме частиц из которой следует, что коэрцитивная сила H_c может достигать предельных значений, при соотношении длины частицы к ее диаметру, превышающем 10, а при рассмотрении совокупности сферических частиц H_c уменьшается в несколько раз. Кроме того, отсутствие преимущественной ориентировки в изотропном магните приводит к низким значениям B_r и, соответственно, (BH)_{макс}.

Таблица 1.

Образец	Степень деформации, %	B _r , Тл	Нсв, кА/м	(BH) _{макс.} , кДж/м ³
Анизотропный	0	1,4	43,7	42,0
	8	1,35	41,7	29,6
	29	1,30	41,5	23,65
Изотрониций	0	0,89	28,8	9,44
изотропный	11,6	0,97	29,0	10,2
	28,5	0,91	24,7	7,5

Измерения гистерезисных магнитных характеристик анизотропных образцов после деформации показали, что с увеличением степени деформации происходит снижение (BH)_{макс}, причем даже 8% деформации снижают (BH)_{макс} на 30%. При этом H_{cB} и остаточная индукция B_r меняются незначительно, что связано с уменьшением выпуклости петли гистерезиса, указывающей на перемагничивание существенной доли объема магнита в слабых отрицательных полях.

В случае изотропного образца, напротив, деформация на 11,6% приводит к некоторому улучшению всех магнитных характеристик, а дальнейшее повышение степени деформации ухудшает магнитные свойства.

Исследования структуры деформированных изотропных и анизотропных образцов выявили на поверхности полированного шлифа систему полос локализованной деформации различной толщины (рис.1 а). Наряду с макрополосами толщиной около 1 мкм, видна регулярная сетка микрополос сдвига, толщину которых удается определить лишь при большем увеличении по электронно-микроскопическим снимкам (рис.1б). Расстояние между макрополосами в центре образца составляет 15 -20 мкм, а на краю образца плотность и толщина полос локализованной деформации увеличивается.



Рис.1. Микроструктура в поперечном сечении изотропного образца сплава Fe-22%Cr-15%Co после деформации на 28,5%. а – оптическая металлография, б – просвечивающая электронная микроскопия.

В случае анизотропных образцов такая локализация деформации приводит к частичному растворению сильномагнитных частиц α₁ фазы в полосах сдвига и формированию в них пересыщенного α-твердого раствора, который перемагничивается в слабых полях и приводит к снижению максимальной магнитной энергии при сохранении H_c.

В случае изотропных образцов при малых степенях деформации происходит некоторое удлинение исходных сферических частиц α₁ фазы и формирование одноосной текстуры, что ведет к повышению остаточной индукции и максимальной магнитной энергии. Последующее увеличение степени деформации ведет к снижению коэрцитивной силы за счет частичного растворения и дробления частиц α₁ фазы и, в целом, к снижению максимальной магнитной энергии.

РЕГУЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ СЛАБЫМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ ПОТЕНЦИАЛАМИ

Котова Н.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Зуев Л.Б.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

REGULATION OF CUPPER'S MECHANISMES OF DEFORMATION BY THE WEAK ELECTRIC POTENTIAL

N.V. Kotova, S.V. Konovalov, V.E. Gromov, L.B. Zuev

Electrical potential influence upon microhardness and velocity of creeping for Cu is studied by experiments. Maximum effect has been prooved when applied potential is weak (in limit of \pm 1V). Authors of this article suppose that infringement of double electronic surface layer structure causes indicated effect.

Известно, что на эмиссию электронов с поверхности, помимо температуры, влияют также облучение, внешние электрические и магнитные поля. При наличии перечисленных видов воздействия можно предполагать изменение не только физических свойств материала, но и процесса его пластической деформации. Так, в работах Клыпина и сотр. [1], отмечалось, что наложение электрического поля в процессе ползучести металлов и сплавов изменяет характер кривой ползучести. Также известным является факт, что на ионных кристаллах, полуметаллах и полупроводниках проявляется электромеханический эффект, заключающийся в изменении микротвердости под влиянием электрического поля [2]. Для металлов подобный эффект гораздо менее изучен.

В данной работе представлены результаты исследования воздействия электрического потенциала на скорость установившейся ползучести и микротвердость меди. Эти параметры удобно сопоставлять с параметрами физических свойств анализируемого металла. Внешнее энергетическое воздействие на медный образец оказывалось путем подключения образца к внешнему источнику постоянного напряжения.

Несмотря на то, что значения потенциала варьировались от -3 до 3 В установлено его существенное влияние на характеристики материала. Скорость ползучести меди, определяемая на установившейся ее стадии, зависит от величины электрического потенциала, причем эта зависимость имеет сложный нелинейный характер. Зависимость для микротвердости меди более простая: она растет при подключении потенциала.

Несмотря на отличия в характере указанных зависимостей, видно, что в обоих случаях наибольший эффект наблюдается при малых значениях потенциала, в интервале ±1 В. Выявлена также независимость указанных закономерностей от знака приложенного потенциала.

Это позволяет сделать вывод о едином механизме влияния электрического поля на различные характеристики исследуемого материала. Можно предположить, что одной из вероятных причин их появления является нарушение структуры двойного электрического слоя на поверхности при внешнем воздействии [1]. Подобные явления по своей природе близки к эффекту П. А. Ребиндера, одна из форм которого - электрокапиллярный эффект, состоящий в изменении механических свойств металла за счет электрического заряжения его поверхности [3]. Имеющийся в настоящее время достаточно большой экспериментальный материал [4], [5] убедительно доказывает справедливость таких представлений.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №П411)

Литература

1. Клыпин А.А., Соловьев Е.С. Связь электронной эмиссии с ползучестью металлических материалов// Проблемы прочности. - №11. – 1976. – С. 45-49.

2. Варченя С.А., Маника И.П, Упит Г.П.: кн. «Новое в области испытаний на микротвердость». - М.: Наука. - 1974. – С. 17-22.

3. Венстрем Е.К., Ребиндер П.А. Электрокапиллярный эффект понижения твердости металлов // ДАН СССР. – 1949. - Т. 68. - С. 329-332.

4. Гликман Е.Э., Горюнов Ю.В. Механизм эффекта Ребиндера в металлических системах // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2..Химия. – 1977. - Т.18. - №5. - С. 551-566.

5. Коновалов С.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. Влияние электрического потенциала на процесс деформации алюминия// Физическая мезомеханика. - 2006. - Т. 9. - С.103-106.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А., Зайцев С.А.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина <u>e-mail:</u> feodorov@tsu.tmb.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES ALKALI HALIDE CRYSTALS ALLOYED BY METALS UNDER THE INFLUENCE OF THERMAL AND ELECTRIC FIELDS

Kochergina Y.A., Kariev L.G., Feodorov V.A., Zaycev S.A.

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

The influence diffusion of metals in a crystal at thermoelectric effect is considered. It is shown that at doping there is a substantial growth of hardness of an ionic crystal.

Экспериментально установлено, что под действием электрического поля и нагрева происходит изменение поверхностей ионных кристаллов[1].

Цель работы – исследование морфологии поверхностей ионных кристаллов легированных металлами при воздействии электрического поля и одновременного нагрева.

Исследовали образцы NaCl, LiF размером $20 \times 8 \times (2-3)$ мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. В образцах искусственно зарождали трещину по плоскости (100) длиной ≈ 15 мм, в которую вводили металлическую фольгу из алюминия или свинца толщиной ≈ 20 мкм, перекрывающую ≈ 20 % поверхности трещины от вершины или проволоку из золота диаметром ≈ 30 мкм. Затем образец помещался между электродами с напряжением 400 В, электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (100). 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 10-20 мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. Напряжение на образце и температуру контролировали прибором «Н 307/2».

После охлаждения в образцах NaCl наблюдали трещины по плоскости (010). Растрескивание кристалла происходило в области под фольгой. На поверхностях, образующихся при растрескивании обнаружены множественные ступени скола. Кроме того наблюдается диффузия металла в кристалле преимущественно в направлении (110) и сопровождается образованием микроскопических каналов.

Появление трещин связано с тем, что Fe и Al имеют размеры радиусов ионов меньше чем Na. В результате диффузии под действием электрического поля и одновременного нагрева происходит замещение ионов Na, что приводит к смещению ионов Cl и как следствие возникновению растягивающих напряжений.

При исследовании поверхности трещины (100) в NaCl наблюдали внутрикристаллические поры, расположенные симметрично на противоположных поверхностях трещины. Наблюдается преимущественное расположение пор в направлении 45° к ориентации силовых линий прикладываемого электрического поля. Кроме того, обнаружена некоторая самоорганизация в расположении пор, образующих сотовую структуру.

При измерении твердости исследуемых кристаллов по методу Виккерса было обнаружено увеличение микротвердости легированных кристаллов, что связано с внедрением атомов металлов в кристаллическую решетку. Увеличение микротвердости кристаллов NaCl, легированных Al, составило 76 %, для NaCl, легированных свинцом, – 52 % по отношению к кристаллам NaCl, не подвергавшимся обработке.

Литература

1. Карыев Л.Г., Федоров В.А., Мексичев О.А. Аккумуляция электрического заряда у поверхности ионных кристаллов при нагреве в электрическом поле. Физика и химия обработки материалов, 2002, №5, с. 87-89.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ АЛМАЗОВ.

Кравченко В.В.¹, Короткевич С.В.², Алешкевич Н.А.¹

1- РБ, УО Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины, vvgomel@tut.by; 2- РБ, РУП "Гомельэнерго".

THE MECHANICS OF DESTRUCTION OF THE STEEL SUBSURFACE UNDER THE INFLUENCE OF ULTRA DISPERSIONS DIAMONDS. Kravchenko V.V., Korotkevich S.V., Aleshkevich N.A.

The dislocation mechanism of destruction of the steel subsurface at friction is discussed. The influence of ultra dispersions diamonds add in lubrication "Litol 24" on destruction of the steel subsurface is shown.

При контактном взаимодействии твёрдых тел в процессе трения происходит изменение структуры в тонких приповерхностных объёмах, которое обусловлено, в основном, формированием, движением и взаимодействием дислокаций. В этой связи перспективным является выявление основных механизмов упрочнения и разрушения приповерхностных объёмов металлов при граничном трении.

В работах [1, 2] отмечалась эффективность введения ультрадисперсных алмазов (УДА) в смазочную композицию с целью снижения коэффициента трения и повышения нагрузки задира в лабораторных испытаниях. В то же самое время не ясно, как модифицирование поверхности металла УДА влияет на механизм её изнашивания.

Целью работы являлось изучение механизмов упрочнения и разрушения приповерхностных объёмов металлов с ГЦК- и ОЦК-решеткой при граничном трении в смазочных средах, содержащих УДА, с учётом масштабно-временного фактора испытаний.

Объектами исследования была выбрана сталь 45, трущиеся в среде пластичной смазки «Литол-24» с добавкой 1 мас. % УДА. Содержание УДА в шихте составляло ≈ 60 об. %.

Исследования фрикционных характеристик проводили на машине СМТ-1 по следующим схемам: 1— вал – частичный вкладыш – оценка противозадирных свойств; 2 — ролик по ролику без проскальзывания и с 10 и 20%-ным проскальзыванием – оценка антифрикционных свойств и объемного износа поверхности; 3 — стендовые испытания моделировании на подшипниках качения.

В ходе эксперимента непрерывно замеряли температуру и момент трения. Угловая скорость вращения ролика составляла 25 об/с. В конце эксперимента проводилось профилометрирование и фотографирование поверхностей трения.

Анализ результатов проведенных триботехнических испытаний позволил выявить следующие механизмы разрушения поверхности металла:

1. <u>Упругое деформирование поверхности металла</u> имеет место при динамическом равновесии граничных смазочных слоев (ГСС). Оно характеризуется периодическим накоплением упругой энергии деформации и её сбросом путём отделения частиц износа.

2. <u>Упруго-пластическое деформирование поверхности металла</u>, как правило, имеет место при жёстких (обеднённое смазывание, при котором ГСС может быть не сплошным) режимах эксплуатации узла трения. В случае трения металлов в присутствии смазки Литол-24, содержащей УДА, по схеме ролик по ролику с 10 и 20%-ным проскальзыванием в приповерхностном слое действует несколько механизмов упруго-пластического разрушения. С одной стороны, возрастающая неравномерность дислокационных ансамблей приводит к формированию поверхностных сдвигов и надрывов, являющихся источниками трещин. С другой стороны, внедрение частиц УДА в поверхность металла при трении может привести к некоторому диспергированию поверхностного слоя и формированию в нём инклюзий. Это, в конечном итоге, наряду с увеличивающейся хрупкостью металла, приводит к зарождению многочисленных очагов разрушения (рисунок 1).

3. <u>Пластическое деформирование</u> наблюдается при дальнейшем увеличении контактного давления, и наиболее выражено при нулевом проскальзывании. В месте контакта тела и контртела под действием упруго-пластической деформации возникает бегущяя волна напряжений и материала. Внедрение УДА в поверхностные слои стали значительно снижает энергию необходимую для разрушения слоя.

При нагружении, в процессе упруго-пластической деформации (упругое – вдоль радиуса, пластическое – тангенциальное), происходит расклинивание кристаллической решетки, сдвиг вдоль поверхностного слоя и последующее выкрашивание кластера поверхности.

Следствием вышеописанного процесса является чешуйчато-лепестковый послойный механизм

разрушение поверхности стали, сопровождающееся формированием макротрещин с образованием локальных углублений, характерных для питтинга (рисунок 2).



Рисунок 1– Характерный вид поверхности тела (*a*) и контртела (*б*) после испытания в смазке Литол-24 + УДА, проскальзывание 20 %.



Рисунок 2 – Характерный вид поверхности ролика (*a*) и локальных углублений на ней (б) после испытания в смазке Литол-24 + УДА при нулевом проскальзывании. Стрелкой показаны трещины.

Таким образом, проведенные исследования позволяют говорить о том., что при фрикционном нагружении в приповерхностном слое действует несколько механизмов разрушения. На начальных этапах происходит трансформирование ячеистой структуры в квазиравномерное распределение дислокационных скоплений и формирование устойчивых полос скольжения. Возрастающая неравномерность этих дислокационных ансамблей с увеличением нагружения приводит к формированию поверхностных сдвигов и надрывов, являющихся источниками трещин на поверхности металла. Формирование нарушений сплошности материала в виде микротрещин, пор и их коагуляция обуславливает транс– и интеркристаллитное разрушение поверхностного слоя. Суммарное диспергирование материала поверхностного объёма приводит к локализации во времени процессов разрушения и к аномальному лепестково-послойному характеру разрушения. Добавка УДА в пластичную смазку Литол-24 в режиме эксплуатации реального подшипника качения (нулевое проскальзывание ролика по ролику) приводит к диспергированию за счёт присутствия инклюзий трещин приводящих к питингу, что обуславливает катастрофическое разрушение поверхности металла.

Список используемой литературы:

1. Витязь П. А., Жорник В. И., Кукареко В. А. и др. Влияние материала фрикционной пары на триботехнические свойства консистентной смазки, модифицированной ультрадисперсными алмазами. // Трение и износ. – 2000 (21), № 5, С. 527 – 533.

2. Иванов М. Г., Харламов В.В., Бузник В. М. и др. Триботехнические свойства смазки, содержащей политетрафторэтилен и ультрадисперсные алмазы. // Трение и износ. – 2004 (25), № 1, 99 – 103.

3. Ребров И. Ю., Фуфаев А. А., Борщевский С. Б. и др. Поверхностно-активные и смазывающие свойства производных диалкидитиофосфорных кислот // Трение и износ. – 1985 (6), № 6, С. 1070–1078.

б

АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НИКЕЛЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Кузовлева О.В., Тихонова И.В., Гвоздев А.Е., Стариков Н.Е.

Россия, Тульский государственный университет

THE ANALYSIS OF NICKEL STRUCTURAL TRANFORMATIONS UNDER THERMOCYCLING

Kusovleva O.V., Tihonova I.V., Gvozdev A.E., Starikov N.E.

The analyses of nickel samples under various conditions have been carried out. It has been found out that thermocycling results in grain refinement, it happening increasingly nearby the temperature of nickel magnetic transformation.

Технологические процессы термоциклической обработки (ТЦО) состоят из операций многократных нагревов и охлаждений. В ходе обработки осуществляется многократное прохождение структурных и фазовых превращений в металлах и сплавах [1].

ТЦО в данной работе проводилась с целью изучения структуры и свойств никеля в результате циклирования образцов вблизи температуры магнитного превращения.

Образцы никеля размером 13×13 мм испытывались вблизи температуры магнитного превращения. Режимы охватывают область магнитного превращения и интервал рекристаллизации (для *Ni* T_p=497÷527 °C) [2]. Температурные режимы ТЦО образцов никеля представлены ниже.

1	1 режим)°C
2	2 режим	0°C
3	3 режим	0°C
4	470—550	0°C
ŕ		

Были также проведены выдержки образцов никеля при температуре интервала рекристаллизации (500 °C) и магнитного превращения (365 °C) в течение 2-х часов при каждой температуре. После каждых пяти циклов термоциклирования проводился металлографический анализ. Образец полировали, затем выявляли структуру с помощью травления.

Структура никеля в исходном состоянии представляет собой крупные зёрна, по-разному ориентированные между собой. При термоциклировании по 1 режиму первые изменения появились уже через пять циклов термоциклической обработки. Отмечалось появление мелких зародышей новых зёрен (рисунок 1, a). После пятнадцати циклов отдельные зёрна были полностью измельчены (рисунок 1, δ). Причём, измельчение проходит не только в пределах зерна, но также через границу между двумя зёрнами (рисунок 1, ϵ). Измельчёнными зёрнами занято ~ 7 % площади шлифа.



а б в Рисунок 1 – Структура образца никеля в результате термоциклирования по 1 режиму: *a* – зародыши новых зёрен (×200), б – измельчённое зерно (×100),

в – область измельчения, проходящая через границу двух зёрен (×100)

При термоциклировании по 2 режиму измельчение произошло уже после первых пяти циклов. Далее изменений не наблюдалось. В данном режиме измельчёнными зёрнами занято ~ 75 % площади шлифа. При термоциклировании по 3 режиму отмечено, что измельчёнными зёрнами занято 100 % площади шлифа. Эти изменения произошли уже после первых пяти циклов термоциклирования. В результате термоциклической обработки по 4 режиму ~ 85 % площади шлифа оказалось занято измельчёнными зёрнами.

Следует отметить, что изменения в структуре проходили, очевидно, не по всему объёму образца, т.к. наблюдаемая структура на разных гранях иллюстрировала различное поведение материала, в частности, на отдельных гранях имелись зёрна, где совсем не наблюдалось измельчения; отдельные более мелкие зёрна встречаются вблизи дефектов: царапин и углублений.

DFMN-2009

Термоциклическая обработка по третьему и четвёртому режимам не проходит через температуру точки Кюри, когда воздействие на материал вблизи температуры критической точки приводит к проявлению аномальных свойств в связи с нестабильностью кристаллической решётки металла в состоянии предпревращения. И возникающее при данных температурных режимах измельчение структуры образцов никеля может быть связано с протеканием процессов рекристаллизации.

Таким образом, проведённая термоциклическая обработка по первому и второму температурным режимам выявляет реакцию системы на воздействие вблизи критической точки. А термоциклирование по третьему и четвёртому температурным режимам имеет отношение к интервалу рекристаллизации. В результате повышается дисперсность системы.

Были проведены также выдержки исходных образцов никеля в течение двух часов при температурах магнитного превращения ($T = 365 \,^{\circ}C$) и при температуре, соответствующей интервалу рекристаллизации ($T = 500 \,^{\circ}C$). В результате в обоих образцах зёрна измельчились, но при температуре точки Кюри эффект измельчения прошёл более интенсивно. Методом случайных секущих рассчитан размер зерна никеля в исходном состоянии и в результате термоциклирования и изотермической выдержки. Методом рентгеноструктурного анализа получены также данные о размере субзёрен исследованных образцов никеля (таблица).

Таблица – Размер зерна никеля в исходном состоянии, после термоциклической обработки и изотермической выдержки

Температурный режим	Размер зерна, мкм	Размер субзерна, мкм
Исходное состояние	6000	23,5
ТЦО при 300–370 °С	26,3	0,125
ТЦО при 370–470 °С	28,3	0,148
ТЦО при 470–510 °C	19,6	0,102
ТЦО при 470–550 °С	68,7	0,350
Выдержка при 365 °С	7,4	0,058
Выдержка при 500 °С	14,4	0,087

Установлено, что измельчение исходных крупных зёрен наблюдается не на всех гранях каждого исследуемого образца. Кроме того, светлые и тёмные зёрна в разной степени подвержены измельчению при термоциклировании. Это свидетельствует об анизотропии никеля, что также показано другими исследователями на примере различных материалов [3]. Факт наличия анизотропии подтверждён также рентгеновским методом определения текстур.

Полюсные фигуры позволяют сделать вывод о том, что в исходных и прошедших термоциклирование образцах никеля отсутствует преимущественная ориентировка зёрен, т.е. текстура; наблюдается различная полюсная плотность. А это в свою очередь может свидетельствовать о сильной анизотропии свойств, особенно механических, что наблюдается у гексагональных кристаллов, характеризующихся более низкой симметрией по сравнению с кубическими кристаллами [3].

Анизотропию свойств доказывают также измерения микротвёрдости зёрен разного оттенка исходного образца никеля. Анализ данных, полученных в результате металлографических исследований показал, что измельчение проходило преимущественно в более светлых зёрнах. В среднем микротвёрдость светлых и тёмных зёрен составляет соответственно 68 HV и 63 HV. Коэффициент анизотропии [4] составляет для светлых зёрен 1,82, а для тёмных 1,66. Кроме того, в светлом зерне отпечаток зачастую искажён: наблюдаются выпуклые и вогнутые стороны. В темных зёрнах отпечаток при измерениях более ровный.

Анализ полученных результатов показывает, что изменение структурной дисперсности и свойств никеля (измельчения зёрен никеля) может быть связан с состоянием предпревращения при магнитных переходах.

Литература

1. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / Под ред. М.Х. Шоршорова. – М.: Наука, 1984. – 188 с.

2. Новиков И.И. Формирование мелкозернистой структуры металлов межфазным циклированием / И.И. Новиков, А.М. Мордухович, Е.Д. Глазман и др. // Известия АН СССР. Серия Металлы. – 1987. – № 4. – С. 88–91.

3. Вассерман Г. Текстуры металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен. – 2 изд., перераб. и доп. / Пер. с нем. В.Я. Агароник. – М.: Металлургия, 1969. – 655 с., ил.

4. Григорович В.К. Твёрдость и микротвёрдость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ТИТАНА С РАЗЛИЧНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИМ.

Кузьменко И.Н., Камышанченко Н.В., Кунгурцев Е.С., Кунгурцев М.С., Никулин И.С.

Белгородский госуниверситет Россия, E-mail:kin@bsu.edu.ru

ACOUSTIC EMISSION OF THE TITAN WITH VARIOUS STRUCTURAL CONDITION Kuzmenko I.N., Kamyshanchenko N.V., Kungurtsev E.S., Kungurtsev M.S., Nikulin I.S.

Features of acoustic emission of the coarse-grained and nanostructured titan are studied at plastic deformation by a extension and measurement of hardness.

Акустическая эмиссия (АЭ), как явление распространения упругих колебаний (акустических волн), генерируемых внезапной деформацией напряженного материала, получил широкое применение как метод неразрушающего контроля материала или изделий. Цифровые технологии существенно повысили информативность АЭ. В настоящее время исследования АЭ используются практически во всех процессах материаловедческого эксперимента [1].

В настоящей работе приведены результаты исследования АЭ при пластической деформации растяжением и индентировании на крупнозернистом (размер зерна ~100 мкм) и наноструктурном (HC) титане ВТ1-0 (доля зерен размером менее 100 нм более 30%).

Деформация растяжением выполнялась при комнатной температуре на машине Instron 5882 со скоростью деформации 1,5 мм/мин, а ндентирование на микротвердомере 402MVD.

Образцы для растяжения имели форму лопатки с размерами рабочей части 2×4×38 мм³, а для измерения твердости использовались пластины толщиной 1÷2 мм. Для исследования двойникования в крупнозернистом титане с помощью растрового микроскопа Quanta 200 3D, методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов, определялась ориентация кристаллической решётки в каждом зерне. Для эксперимента выбирались те зёрна, ориентация которых позволяла после индентирования увидеть все образовавшиеся двойниковые прослойки.





Датчик AЭ (c усилителем, полоса пропускания 0,2÷0,8 МГц) через контактную устанавливался смазку на образец. Электрический сигнал датчика регистрировался компьютером с помощью АЦП L783 с частотой дискретизации 1МГц и записывался в файл. Последующая обработка производилась в Maple. На рис.1 показан участок зарегистрированных компьютером данных акустической эмиссии. Уровень дискриминации 0,05 В при акустическом шуме ~0,03 В Для анализа результатов эксперимента определялась амплитуда и энергия



импульсов АЭ, активность, время нарастания, время спада и длительность импульса. На рис. 2 показана деформационная кривая НС титана (точка на кривой соответствует $\sigma_{0.2}$) и амплитуды сигналов АЭ с прореживанием сигнала в сто раз. На рис. 3 приведена активность АЭ для этого образца. Максимум активности АЭ предшествует $\sigma_{0.2}$ и затем активность уменьшается практически

DFMN-2009

до нулевой, за исключением всплеска при разрушении. Такое поведение активности акустической эмиссии не совпадает с результатов для текстурированного титана ВТ1-0, где активность возрастала или оставалась достаточно большой до разрушения[2]

Информативность исследований АЭ повышается если удается однозначно связать отдельный импульс АЭ с процессом в исследуемом материале. На рис. 4 приведена фотография отпечаток индентора при нагрузке в 100 г. Видны четыре двойника. На рис. 5 приведены результаты записи АЭ, где видны четыре им-



пульса большой амплитуды, соответствующие образованию двойников (на вставке показан один из импульсов в развернутом виде). В работе исследованы индивидуальные характеристики электрического сигнала АЭ (амплитуда, время нарастания, время спада, длительность, энергия, частотный спектр) и их корреляция с параметрами двойников.

1. Н.А.Семашко, В.И.Шпорт и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении.-Москва, Машиностроение, 2002, 239 с.

2. П.И. Стоев, И.И. Папиров Акустическая эмиссия титана в процессе деформации – Вопросы атомной науки и техники, 2007. №4. Серия вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (16), с. 184-191.
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ НА ХИМИЧЕСКУЮ АКТИВНОСТЬ МЕТАЛЛОВ Малкин А.И., Гагина И.А., Лознецова Н.Н., Клюев В.А., Топоров Ю.П. Институт физической химии и электрохимии им. А.Н Фрумкина РАН, yupt@rambler.ru

THE EFFECT OF DEFORMATIONS ON THE CHEMICAL ACTIVITY OF METALS A.I. Malkin, I.A. Gagina, N.N. Loznetsova, V.A. Kluev, Yu.P. Toporov

The effect of mechanoactivation of the metal powders on their chemical activity has been studied by means of the planetary centrifugal mill. The low temperature interaction of metals and oleic acid has been found. This interaction has been observed even for the metals which electrochemical potential was lower then that of hydrogen.

Известно, что подвергнутые механической активации (интенсивному деформированию) материалы обладают повышенной активностью и особыми свойствами / 1,2/. Это обусловливает все более широкое использование механоактивации в технике. В частности механоактивация металлов в последнее время успешно используется для механического сплавления и легирования / 3 / Механизм влияния механоактивации на химический потенциал и коррозию металлов был подробно рассмотрен в работе / 4 /. Разработанная недавно /5 / термодинамическая теория влияния внутренних напряжений на химическую активность металлов была успешно подтверждена экспериментально / 6 /.

В то же время вопрос о влиянии механоактивации на химическую активность порошкообразных металлов изучен совершенно недостаточно / 7 /.

В настоящей работе изучено влияние механоактивации металлических порошков на их химическую активность в реакциях с органическими кислотами.

Механоактивация осуществлялась на активаторе АГО-2У, представляющем собой планетарно-центробежную шаровую мельницу с двумя вращающимися в проточной воде барабанами. Испытуемые металлы в виде суспензий порошков в олеиновой кислоте загружались в барабаны активатора вместе со стальными размольными шарами. При работе активатора шары совершают качение с проскальзыванием и ударом, разрушая и деформируя частицы металла. При этом в контакт с кислотой вступает ювенильная поверхность металла, подвергнутого деформированию.

Химическая активность деформированных металлов определялась по кинетике реакции образования мыл, которая фиксировалась.по количеству образовавшегося мыла, по интенсивности газовыделения и по увеличению объема, занимаемого суспензией. В отдельных случаях для определения количества прореагировавшей кислоты использовался метод ИК-спектроскопии.

В результате проведенных исследований обнаружено низкотемпературное химическое взаимодействие с олеиновой кислотой ювенильных поверхностей металлов, включая металлы, электрохимический потенциал которых ниже потенциала водорода..

При этом образование мыл наблюдается не только в процессе механического воздействия на металлы, но и в течение достаточно продолжительного времени после прекращения механического воздействия. Наибольшую химическую активность среди испытанных металлов (алюминия, олова, меди, кобальта, титана, цинка) проявляет ювенильная поверхность цинка. Образование олеата в дисперсии частиц цинка при комнатной температуре продолжается после окончания механической активации в течение 20-25 часов, при этом реакция сопровождается резким увеличением объема суспензии за счет структурирующего действия образующихся молекул мыла.

Обнаружено, что на образовавшихся при разрушении в активной среде ювенильных поверхностях сплавов наблюдается избирательность взаимодействия отдельных компонентов сплава с активной средой. При разрушении в олеиновой кислоте сплава олово-цинк непосредственно в процессе механического воздействия образуются как олеат цинка, так и олеат олова, причем в пропорции, . Однако после прекращения механического воздействия в течение длительного (до 20 часов) времени продолжает образовываться только олеат цинка. Установлено, что выход продуктов реакции образования олеата олова при диспергировании сплава олова с 10 % цинка почти в 2 раза больше, чем в случае диспергирования чистого олова. В то же время сплав цинка и меди не проявляет таких свойств - образование олеатов наблюдается при диспергировании латуни только в момент механоактивации.

Обнаруженное у ювенильной поверхности цинка свойство сохранять повышенную химическую активность в течение длительного времени, а также возможность прямой реакции между металлом и олеиновой кислотой представляют существенный прикладной интерес и использованы для получения консистентных смазок, содержащих микропорошки металлов с нужными свойствами.

Литература

1. Хайнике Г. Трибохимия.- М.: «Мир», 1987,582 с.

2. Авакумов Е.Г.Механические методы активации химических процессов.-Новосибирск, 1986. 305 с.

3. Кузьмич Ю.В., Колесникова И.Г., Серба В.И., Фрейдин Б.М.

Механическое легирование.- М.: Наука, 2005.213 с.

4. Гутман Э.М. Механохимия металлов и защита от коррозии.- М.: Металлургия, 1974. 229 с.

5. Русанов А.И. Термодинамические основы механохимии.- Санкт-Петербург: Наука, 2006. 221 с.

6. Русанов А.И., Урьев Н.Б., Ерюкин П.В., Мовчан Т.Г., Есипова Н.Е. Открытие эффекта знака деформации в явлениях коррозии под напряжением// ДАН.2004.Т.95, №3.С.88-90.

7. Болдырев В.В. Исследования по механохимии твердых тел // Вестник РФФИ, 2004, №3 (37). С.38-59.

ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В КОНТАКТЕ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ РАСПЛАВАМИ Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М., Алиев А.Д., Щукин Е.Д

Россия, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина PAH, zmpol@rambler.ru

DEFORMATION OF AMORPHOUS ALLOYS IN CONTACT WITH THE METAL MELT Malkin A.I., Zanozin V.M., Polukarova Z.M., Aliev A.D., Shchukin E.D.

The paper identifies the influence of metal melts Hg, Ga, eutectics In-Ga-Sn, Sn-Zn, Sn-Pb, Sn-Cd, Cd-Bi on the strength and plasticity of amorphous alloys based on Fe, Ti, Co, obtained in the form of thin ribbons by quenching the melt on a rotating copper disk with a cooling rate 106 K / sec.

We show that in spite of the compositional and structural and geometrical complexity of the research, the basic preconditions for the manifestation of the thermodynamic effect Rehbinder may apply, with a focus on the core component of the alloy, about the selectivity of liquid metal embrittlement, while the values of interfacial surface energy and heat of mixing can be used to forecast the behavior of the system in contact with liquid metals.

Известно о возможности многократного понижения прочности и охрупчивания твердых металлов при контакте с металлическими расплавами, обусловливающими понижение межфазной поверхностной энергии [1].

Аморфные сплавы также подвержены жидкометаллическому охрупчиванию [2]. У аморфных сплавов на основе Fe и твердого раствора Fe-Ni, испытанных на растяжение в расплавах Hg-In, Hg при 25 и 100 $^{\circ}$ C, припое Pb₄₀Sn₆₀ при 200 $^{\circ}$ C и на изгиб в Hg-In при 25 $^{\circ}$ C выявлены уменьшение истинной прочности на разрыв, потеря пластичности при изгибе, изменение фрактографических особенностей. Сделан вывод, что ЖМО аморфных металлов – это результат ускоренного сдвига, вызванного адсорбцией среды в вершине трещины [2].

В работе определялось влияние металлических расплавов Hg, Ga, эвтектик In-Ga-Sn, Sn-Zn, Sn-Pb, Sn-Cd, Cd-Bi на прочность и пластичность аморфных сплавов на основе Fe, Ti, Co, полученных в виде тонких лент методом закалки расплава на вращающемся медном диске со скоростью охлаждения 10^6 K/c. Деформация на одноосное растяжение осуществлялась при температурах 20 и 220 °C со скоростью 5 мм/мин.



Рис.1. «Перескок» трещины в рядом расположенную полосу сдвига.

Рис.2. Множественное образование микротрещин при изгибе ленты Co₈₃Fe₅Si₇B₅ присутствии Hg. Рис.3. Фрактограмма излома сплава Co₈₃Fe₅Si₇B₅, испытанного на изгиб в присутствии ртути.

Сплав $Co_{83}Fe_5Si_7B_5$ в виде ленты толщиной 25 мкм и шириной 2 мм в условиях опытов был чувствителен к действию ртути при комнатной температуре (прочность снизилась на ~25%) и эвтектики Cd-Bi при 200 °C (снижение прочности ~30%). В других расплавах разрушающее напряжение не снижалось.

Трещина в присутствии жидкого металла, развиваясь по одной широкой полосе сдвига, могла перескочить в рядом расположенную по маршруту, перпендикулярному к прежней трассе (рис.1).

В опытах на изгиб между параллельными пластинами по методике [3], наблюдалось множественное образование нереализованных трещин (рис.2 а,б,с), расположенных под прямым углом к поверхности разрушения. Их плотность в этом сплаве в среде ртути была на порядок выше, чем в среде воздуха. Фрактограмма при большом увеличении приведена на рис.3. Отдельные участки разрушения квазисколом (протяженностью до 10 мкм) занимают около 15% излома после испытаний на воздухе и около 25% в среде ртути.

DFMN-2009

Сплав Fe₈₀P₁₃C₇ с исходным сопротивлением разрушению ~270 кг/мм² в средах, содержащих Bi, Cd, In, Hg, Zn, терял 20-30% прочности. Увеличению площади излома, занимаемой участками квазисколов, до 25%, соответствует перераспределение компонентов в процессе деформации, ускоренное в присутствии жидкометаллической среды. Повышенное содержание фосфора обнаруживается также в поверхности трещин.

В образцах сплава на основе титана при деформации растяжением на воздухе также формируются широкие полосы сдвига. В присутствии эвтектики Cd-Bi и Hg, его прочность снижается в обоих случаях на ~30%. Другие расплавы явного влияния в условиях испытаний не оказывали.

Результаты испытаний находятся в соответствии с представлениями в физико-химической механике об универсальности эффекта Ребиндера и определяющей роли снижения свободной поверхностной энергии твердой фазы при контакте со средой γ_{tx} [1].

Сопоставление полученных результатов с расчетными величинами γ_{TK} [4], показало, что случаям проявления влияния среды отвечают малые значения γ_{TK} и небольшие положительные энергии смешения [5] (табл.).

Таблица

Система	Энергия смешения, В/ат	$\gamma_{T Ж}$, эрг/см ²	ЖМО крист.	ЖМО аморф.
Co-Bi	0,12	210	+	٦
-Cd	-1,03	-640	+ -	∫ эвт. +
-Ga	-2,11	-1425	-	-
-Hg	0,28	330	-	+
-Sn	-0,86	-520	-	1
-Zn	-1,08	-680	-	ј _{ЭВТ.} -
Fe-Bi	0,30	330	+	
-Cd	0,41	410	+	∫ эвт. +
-In	0,71	620	+	+
-Ga	-0,47	-220	+	+
-Hg	0,73	640	+	+
-Pb	0,83	710	+	+
-Sn	-1,17	-710	-	1
-Zn	0,24	210	+	∫ _{ЭВТ.} +
Ti-Bi	-1,28	-590	-	ר
-Cd	0,27	260	+	∫ эвт. +
-In	-0,41	-115	-	-
-Ga	-1,78	-860	-	-
-Hg	0,05	140	+	+
-Pb	-2,73	-1380	-	-
-Sn	-1,59	-755	-]]
-Zn	-0,64	-240	-	Ј _{ЭВТ.} -

Экспериментально наблюдаемое ЖМО (+) или его отсутствие (-) и значения энергии смешения и межфазной энергии [4,5]

Таким образом, термодинамические предпосылки возможности проявления эффекта Ребиндера в кристаллических металлах в присутствии металлических расплавов (возможности понижения прочности и пластичности) могут быть приложимы в качестве теста также и для систем «аморфный сплав (основной компонент) – жидкий металл.

Литература

1. Лихтман В.И., Щукин Е.Д., Ребиндер П.А. Физико-химическая механика металлов. Москва, изд. АН СССР, 1962.

2. Ashok S., Stoloff N.S., Glicksman M.E., Slavin T. Liquid metal and hydrogen embrittlement of amorphous alloys. Scripta met., 1981, v.15, №3, 331-337.

3. Luborsky F.E., Walter J.L. J. Appl. Phys., 1976, v.47, 3648.

4. Ющенко В.С. Об избирательности понижения свободной поверхностной энергии и прочности твердых тел в условиях адсорбции и при контакте с жидкой фазой. Диссерт. на соиск. уч. степ. канд.хим.наук, ИФХ АН СССР, М. 1970 г.

5. Ющенко В.С., Яковлев В.М., Полукарова З.М., Бекренев А.Р., Щукин Е.Д. Оценка теплот смешения в бинарных металлических системах с учетом вклада ковалентной связи. ЖФХ, 1987, т.61, №9, 2338-2343.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ ПРИ КОНТАКТЕ С РАСПЛАВОМ In-Ga-Sn Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М., Топоров Ю.П.

Россия, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина РАН, zmpol@rambler.ru

THE EFFECT OF PRESTRAIN ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM AT THE CONTACT WITH IN-GA-SN MELT A.I. Malkin, V.M. Zanozin, Z.M. Polukarova, Yu.P. Toporov

The results of the effect of rolling of the polycrystalline textured aluminum wire on its mechanical properties under the In-Ga-Sn eutectic alloy conditions have been presented.

Несмотря на обилие публикаций по исследованию закономерностей деформации и разрушения металлов в присутствии металлических расплавов, работы по изучению влияния сильно активных сред на свойства поликристаллических материалов остаются актуальными.

В настоящей работе приведены результаты изучения влияния прокатки поликристаллического текстурированного алюминия (проволоки) на его механические свойства в присутствии эвтектического сплава галлий-индий-олово.

Испытания проведены по схеме одноосного растяжения со скоростью 5 мм/мин.

В качестве образцов использована проволока диаметром 0,8 мм из алюминия АДО. Металлографические исследования показали, что образцы имеют коаксиальную текстуру, с вытянутыми зернами длиной около 200 мкм и шириной около 25 мкм.

Активной средой служил легкоплавкий сплав состава (масс. %): галлий - 62, индий - 25, олово - 13. Расплав в количестве 2,5-3 мг наносили при механическом снятии оксидного слоя с центральной части образца. Опыты проводили на воздухе при комнатной температуре и относительной влажности 60-88%.

Испытанию подвергались образцы исходной проволоки, проволоки, подвергнутой предварительному деформированию прокаткой до 87,5 % без промежуточного отжига (при дальнейшем увеличении обжатия без отжига на образцах появляются трещины) и проволоки после отжига при 310±10 °C в течение 30 мин.

Для устранения возможного влияния на механические свойства поверхностных микротрещин, образцы были подвергнуты электрохимической полировке.

Сопоставление механических свойств исходного алюминия при испытании в воздухе и в расплаве (через несколько секунд после нанесения его) свидетельствует о заметном снижении прочности металла и о повышении его хрупкости (рис.1 и 2, кр.1,2). Коэффициент разупрочнения исходного алюминия K_p (отношение предела прочности при растяжении на воздухе к прочности в расплаве) равен 1,1, а коэффициент охрупчивания K_o (отношение относительного удлинения при растяжении на воздухе к удлинению в присутствии расплава) достигает величины 1,3. Электрохимическая полировка поверхности образцов, уменьшая дефектность поверхностного слоя, снижает интенсивность влияния расплава. Действительно, в этом случае Kp равен 1,06, а K_o уменьшается до 1,1. В то же время операция отжига, уменьшая предел прочности на воздухе почти в 2 раза, увеличивает коэффициент разупрочнения в 2 раза. В этом случае эффект охрупчивания проявляется особенно ярко: относительное удлинение при растяжении на воздухе, возросшее в результате отжига почти в 4 раза, при растяжении в расплаве уменьшается на порядок.

Дополнительное деформирование прокаткой исходных образцов при различной степени обжатия при растяжении на воздухе практически не влияет на величину предела прочности образцов во всем диапазоне деформации (рис.1, кр.1), а на величину относительного удлинения - до 50% обжатия (рис.2, кр.1).

В присутствии расплава ход кривых имеет другой характер (кр.2 на рис.1 и 2). Здесь обнаруживается некоторая цикличность влияния дополнительной деформации на механические свойства образцов. Хотя нам не удалось с помощью металлографического и рентгенографического анализов обнаружить какие-либо аномалии в структуре образцов (при увеличении степени обжатия происходит достаточно монотонное уменьшение характеристических размеров зерна, идет уширение дифракционных линий), очевидно, это связано с возникновением и развитием на поверхности образца и в его объеме дефектов структуры, т.к. удаление с помощью электрополировки до 20 мкм поверхностного слоя, несколько сглаживает ход кривых и уменьшает амплитуду колебаний значений предела прочности, примерно, на 10 % (кр.3 и 4 на рис.1 и 2).

Отжиг деформированных образцов привел к залечиванию дефектов структуры, что проявилось в сглаживании кривых на рис.1 и 2. При степени деформации свыше 50% охрупчивающий и разупрочняющий эффекты действия активного расплава на отожженных образцах резко снижается, сближаясь с эффектами, полученными на образцах двух других серий.



Рис.1. Влияние степени деформации образцов на предел прочности алюминиевых образцов при растяжении на воздухе (кр.1, 3, 5) и с расплавом (кр.2, 4, 6). Кр.3 и 4 - полированные образцы, кр.5 и 6 - отожженные.



Рис.2. Влияние степени деформации образцов на величину относительного удлинения образцов при растяжении на воздухе (кр.1, 3, 5) и с расплавом (кр.2, 4, 6). Кр.3 и 4 - полированные образцы, кр.5 и 6 - отожженные.

Выводы.

Полученные результаты показывают, что эффект адсорбционного понижения прочности при смачивании поликристаллического алюминия и его сплавов галлийсодержащим расплавом в некоторых случаях может быть весьма значительным. Установленные в работе зависимости разупрочнения и охрупчивания от степени предварительного деформирования и термообработки намечают пути рационального использования изученного эффекта в технике, в частности для оптимизации процесса получения алюминиевых порошков.

НЕОДНОРОДНОЕ УПРУГОЕ ИСКРИВЛЕНИЕ РЕШЕТКИ НАНОТОНКИХ КРИСТАЛЛОВ СЕЛЕНА И ФОРМИРОВАНИЕ МЕЖБЛОЧНЫХ ГРАНИЦ

¹Малков В.Б., ²Пушин В.Г., ¹Елшина Л.А., ³Малков А.В., ³Малков О.В. Россия, ¹Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, *e-mail: mvb@ihte.uran.ru* Россия, ²Институт физики металлов УрО РАН, *e-mail:* push@imp.uran.ru Россия, ³ЗАО НПЦ «РОСНА», *e-mail: mvbor@rambler.ru*

NONUNIFORM ELASTIC DISTORTION OF LATTICE IN NANOTHIN SELENIUM CRYSTALS AND

FORMATION OF BLOCK BOUNDARIES ¹Malkov V. B., ²Pushin V. G., ¹Yolshina L.A., ³Malkov A. V., ³Malkov O. V.

Methods of transmission electron microscopy were used to investigate real structures of nanothin crystals of hexagonal selenium growing in amorphous films at the crystallization temperature of $453 \div 433$ K. Nanothin crystals with a nonuniform elastic rotational distortion of the lattice around [001] were found. Formation of block boundaries in the nanothin crystals was analyzed.

В аморфных пленках селена при температуре кристаллизации 453÷433 К растут плоские, ромбовидные кристаллы, решетка которых испытывает однородное упругое ротационное искривление вокруг [001], совпадающее по направлению с короткой диагональю ромбовидного кристалла [1]. С помощью трансмиссионной электронной микроскопии обнаружены и методами изгибных экстинкционных контуров [1], электронографии и микроэлектронографии исследованы нанотонкие кристаллы гексагонального селена, картины изгибных экстинкционных контуров на электронно-микроскопических изображениях которых (рис.1) существенно отличаются от картин изгибных контуров на электронно-микроскопических изображениях которых (рис.1) существенно отличаются от картин изгибных контуров на электронно-микроскопических изображениях кристаллов с однородным упругим ротационным искривлением решетки вокруг [001] [1]. Плотность изгибных контуров в центральной части обнаруженных кристаллов заметно отличается от плотности изгибных контуров в их периферийной части. Максимум плотности изгибных контуров или совпадает с центром ромбовидного кристалла, или заметно смещен относительно центра вдоль направления длинной диагонали (рис.1).





Рис.1 Микрофотографии нанотонких кристаллов селена с неоднородным упругим ротационным искривлением решетки вокруг оси "C", ×10000

По методу изгибных контуров, для обнаруженных нанотонких кристаллов гексагонального селена с переменной плотностью контуров, был произведен расчет значений удельной скрученности кристаллической решетки Θ в различных точках кристаллов в направлении наибольшей скорости роста. Характерный график изменения Θ вдоль направления наибольшей скорости роста нанотонкого кристалла, представлен на рис. 2. В соответствии с данным графиком можно отметить следующие особенности поведения Θ в нанотонких кристаллах гексагонального селена: 1. Θ в обнаруженных кристаллах не является постоянной величиной, она изменяется, следовательно, обнаруженные кристаллы характеризуются неоднородым упругим ротационным искривлением решетки; 2. Θ максимальна в центральной части кристалла. Соответственно, нанотонкие кристаллы селена по характеру поведения Θ образуют две группы: 1 кристаллы с Θ = const; 2 кристаллы с $\Theta \neq$ const.

Удовлетворительное объяснение причин упругого ротационного искривления решетки нанотонких кристаллов гексагонального селена вокруг оси "С" отсутствует. На наш взгляд это связано, прежде всего, с тем, что не учитывается роль нанотонких слоев аморфного углерода [2,3] и антисимметричность тензора напряжений для среды с вращательным взаимодействием частиц [4]. Селен является неорганическим полимером [5] и нецентральное вращательное взаимодействие макромолекул в нанотонком кристалле селена безусловно имеет место. Совершенно ясно, что в условиях действия на кристалл, зажатый между аморфными слоями углерода и аморфной матрицей (рис. 3), напряжений, энергетически выгодным для нанотонкого кристалла является упругий изгиб его решетки, а не изгиб кристалла как целого. Учет антисимметричности тензора напряжений, действующих на нанотонкий кристалл зажатый аморфной матрицей и нанотонкими слоями углерода позволяет понять, что упругое ротационное искривление решетки нанотонких кристаллов селена

является столь же естественным "откликом" кристалла, как растяжение или сжатие при действии симметричного тензора напряжений.



Рис. 2 Изменение Θ в нанотонком кристалле селена, ц.к. – центр кристалла

Рис. 3 Схема сечения ромбовидного нанотонкого кристалла селена в аморфной матрице. Сечение перпендикулярно поверхности кристалла и совпадает с длинной диагональю ромба. 1нанотонкий кристалл, 2-аморфная углеродная матрица, 3-нанотонкая аморфная матрица

Неоднородное упругое ротационное искривление решетки нанотонкого кристалла селена обусловливает релаксационные процессы, приводящие к снижению упругой энергии кристалла. В свою очередь релаксационные процессы в нанотонких кристаллах селена приводят, с одной стороны, к формированию межблочных границ, а с другой стороны, к изменению или параметров неоднородного упругого ротационного искривления решетки кристаллов, или к изменению ориентировки кристалла и его фрагментов. Установлено, что образование и развитие межблочных границ кручения происходит в нанотонких кристаллах, упругое ротационное искривление решетки в которых является неоднородным. Максимальное значение упругого ротационного искривления решетки в центральной части кристалла приводит к зарождению межблочных границ кручения именно в данной части кристалла. Формирование в нанотонком кристалле селена межблочной границы кручения (рис. 4) является результатом релаксации неоднородного упругого ротационного искривления решетки в части нанотокого кристалла. Характерный график изменения **O** в нанотонком кристалле, включая и его блоки, доказывает, что, действительно, в одном из блоков кристалла произошла релаксация упругого ротационного искривления решетки. Суперпозиция различных типов релаксации неоднородного упругого ротационного искривления решетки нанотонких кристаллов позволяет объяснить формирование реальных структур нанотонких кристаллов, селена обнаруживаемых в процессе электронно-микроскопического исследования.



Рис. 4 Микрофотография нанотонкого кристалла селена с межблочной границей кручения, вышедшей на фронт роста, x10000 (а). Характерный график изменения **O** в кристалле с границей (б).

Таким образом, обнаружены нанотонкие кристаллы гексагонального селена с неоднородным упругим ротационным искривлением решетки вокруг [001]. Показано, что формирование межблочных границ кручения является следствием релаксации неоднородного упругого ротационного искривления решетки в части нанотонкого кристалла.

[1] Bolotov I. E., Kolosov V. Yu. and Malkov V. B. Phys. Stat. Sol (a)., 1986, V. 67, № 1, p. 67-70.

[2] Bolotov I. E., Prilepo V. L. Phys. Stat. Sol (a)., 1983, V. 67, № 1, p. 67-70.

[5] Манделькерн Л. Кристаллизация полимеров. - Л.: Химия, 1966, 336с.

^[3] Кожин А. В., Колосов В. Ю., Фишелева С. Б. Тез. докл. VI Всесоюзной конф. по росту кристаллов. Ереван, 1985, С.87-88.

^[4] Кувшинский Е. В., Аэро Э. Л. Континуальная теория асимметрической упругости. Учет

[&]quot;внутреннего" вращения//Физика твердого тела, Т.5, Вып.9, 1963, С.2591-2598.

ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МАССОПЕРЕНОС В КРИСТАЛЛЕ ПРИ НАЛИЧИИ ОДИНОЧНОЙ ПАРЫ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Маркидонов А.В.¹, Тихонова Т.А.¹, Старостенков М.Д.²

¹Кузбасская государственная педагогическая академия, 654027, Новокузнецк, Пионерский пр-т, E-mail: markidonov_artem@mail.ru

²Алтайский государственный технический университет, 656038, Барнаул, пр-т Ленина, 46

HIGH-SPEED MASS TRANSFER IN A CRYSTAL AT PRESENCE OF SINGLE PAIR POINT DEFECTS

A V Markidonov, T A Tichonova and M D Starostenkov

The method of molecular dynamics investigates process relaxation of a crystal at leading in its structure of single pair point defects. Is shown, that the process relaxation consists of several stages, last of which are the go-ahead atomic displacement with speeds exceeding speed of a sound in the given material.

Как известно, наличие в материале точечных дефектов, приводит к неравномерному локальному перераспределению плотности материала. Структура кристаллической решетки при наличии в ней дефекта претерпевает определенные искажения за счет смещения атомов в упругих полях. И тогда вакансию, например, можно рассматривать как центр сжатия, а межузельный атом как центр растяжения в упругой среде [1]. При их аннигиляции происходит перераспределение недостающей и избыточной масс, и идеальность кристалла восстанавливается. Высокая концентрация дефектов приводит к масштабному массопереносу. В данной работе рассматривается элементарный акт подобного процесса – аннигиляция пары вакансия – межузельный атом.

Расчетный блок, имитирующий двумерный кристалл с упаковкой атомов соответствующей плоскости {111}, представлялся в виде прямоугольника со сторонами вдоль направлений <101> и <211> в параметрах кристаллографии объемного кристалла ГЦК решетки, и состоял из 1600 атомов. Выбор двумерной модели обусловлен большей наглядностью структурных визуализаторов. Взаимодействие между атомами описывалось с помощью парного потенциала Морза. Значение параметров потенциала брались из [2]. Взаимодействие между атомами ограничивалось шестью первыми координационными сферами. Температура расчетной ячейки задавалась через начальные скорости атомов в соответствии с распределением Максвелла. Направление скоростей задавалось случайно, но с условием, что суммарный импульс атомов равняется нулю.

Компьютерный эксперимент выполнялся по методу молекулярной динамики с использованием программы [3]. За пределами расчетный блок повторялся введением периодических граничных условий. Время одной итерации равнялось 10⁻¹⁴ с. После конструирования расчетного блока, 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. Основным визуализатором динамики структуры в работе являлся визуализатор атомных смещений из начальных положений. В случае выбранного единичного масштаба, смещения изображались в виде отрезков соединяющих начальное и конечное положение атомов.

Рассматривался расчетный блок с одиночной парой вакансия – межузельный атом (рис.1.а). Процесс релаксации состоит из нескольких стадий. Начальная стадия характеризуется резким смещением соседних дефектам атомов, что соответствует распространению ударной волны (рис.1.б). Амплитуды этих смещений являются максимальными из всех наблюдаемых в течение эксперимента. Следует оговорить, что атомные смещения, вызываемые вакансией, приблизительно в пятьдесят раз меньше аналогичных смещений порождаемых межузельным атомом и поэтому на рис. 1.б они не видны. Кроме этого, самые первые смещенные в поле вакансии атомы достигают своего максимального отклонения к 0.05 пс эксперимента, в то время как атомы, смещенные межузельным атомом – к 0.02 пс.

Для основных ГЦК металлов величины данных смещений оказываются различными. Они уменьшаются от более легкого по атомной массе металла к более тяжелому [4]. В дальнейшем зарождается продольная волна, и амплитуды атомных смещений значительно уменьшаются (рис.1.в). Распространение продольной волны инициирует перескок соседнего с вакансией атома на ее место. Правда для этого амплитуда его колебаний должна быть достаточно велика, и поэтому перескок атома наблюдается лишь в том случае, когда вакансия располагается на относительно небольшом расстоянии от межузельного атома, т.е. источника продольной волны.



Рис.1. Внешний вид расчетного блока в начале эксперимента (а), атомные смещения в моменты 0.01 (б) и 0.70 пс (в) эксперимента с масштабом, увеличенным в 100 раз, и смещения атомов относительно начальных положений в конце процесса релаксации (г).

Следующая стадия процесса релаксации представляет собой эстафетные атомные смещения от межузельного атома к вакансии (рис. 1.г). Время наступления этой стадии зависит от расстояния между дефектами. Чем ближе дефекты расположены друг к другу, тем раньше межузельный атом выталкивает упаковку соседей в направлении вакансии по краудионному механизму, и дефекты аннигилируют. Это связано с тем, что межузельный атом выталкивает строго определенное число атомов, поэтому при большом расстоянии от вакансии он тратит достаточно много времени на то, чтобы приблизится к ней.

Расчеты показывают, что для любых конфигураций расчетного блока, когда дефекты аннигилируют, и для любых ГЦК металлов скорость эстафетных смещений превышает скорость звука в выбранном материале. Причем, как и в случае ударной волны, наибольшая скорость наблюдается у металла с меньшей атомной массой. Так, например, для расчетного блока алюминия скорость эстафетных атомных смещений равняется 16600 м/с, для меди она приблизительно в два раза меньше, а для золота в четыре.

Так же было исследовано влияние на скорость эстафетных атомных смещений всесторонней деформации расчетного блока. Деформация задавалась изменением расстояния между атомами. Расчеты показали, что сжатие расчетного блока приводит к уменьшению скорости, а растяжение, наоборот, к росту.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1983. 232 с.
- 2. *Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д.* Атомная структура АФГ и ее влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой L1₂ //ΦMM, 1984, т.58, вып.2, с.336-343.
- 3. Полетаев Г.М. "Моделирование методом молекулярной динамики структурноэнергетических превращений в двумерных металлах и сплавах (MD2)". Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2008610486 от 25.01.2008.
- 4. Старостенков М.Д., Холодова Н.Б., Кондратенко М.Б., Медведев Н.Н., Пожидаева О.В. Возникновение релаксационных волн смещений вблизи точечных дефектов в металлах с ГЦК решеткой. І. Волны смещений вблизи одиночных вакансий // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2008, №4, С. 117-120.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ФАЗ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ МЕДИ Машкина Е.С.

Россия, Воронежский государственный университет, e-mail: me22-1@phys.vsu.ru

NANOSTRUCTURING OF TRANSIENT STATES DURING PREMELTING OF COPPER Mashkina E.S.

The evolution of frequency spectra of heat fluctuations as structuring indicator of premelting phases of Cu has been studied. Parametrization of formation of nanostructuring pre- and postmelting phases Cu are carried out by the method of wavelet-analysis. Evolution scenario of nanoclaster structure has oscillation character.

При изучении кинетики плавления Си методом дифференциально-термического анализа (ДТА) выше и ниже точки плавления T_m нами обнаружены отличные от плавления кооперативные переходные эффекты. имеющие экзотермический, скачкообразный. флуктуационный И неравновесный характер [1]. Кооперативные процессы пред- и постплавления сопровождаются возникновением диссипативных состояний, имеющих определенное время жизни ($\Delta \tau_{\text{pre-m}}, \Delta \tau_{\text{post-m}}$) и температурную область существования ($\delta T_{pre-m}, \delta T_{post-m}$). Эти состояния возникают скачкообразно при определенных значениях температуры – температурах начала пред- и постплавления T'pre-m, T'post-m в результате неравновесного фазового перехода. Выделяемая теплота на этапе пред- и постплавления является теплотой диссипации ($\Delta Q_{pre-m}, \Delta Q_{post-m}$), а флуктуации выделяющегося тепла на этапе пред- и постплавления являются флуктуациями теплоты диссипации [2].

В настоящей работе проводится изучение частотного спектра флуктуаций теплоты диссипации как индикатора динамики структурирования фаз пред- и постплавления меди.

Временные ряды флуктуаций теплоты диссипации пред- и постплавления Си исследовались методом вейвлет-анализа. На вейвлет-диаграммах отчетливо проявляется воспроизводимая на разных масштабах иерархическая самоподобная структура локальных экстремумов поверхности W(a,b), что демонстрирует также масштабное самоподобие диссипативных процессов при фазовых переходах. С помощью спектра энергии коэффициентов (интенсивности) вейвлет-преобразования $E_W(a,b)=W^2(a,b)$ – скейлограммы определялся коэффициент самоподобия β флуктуационных процессов пред- и постплавления Си. Скейлограмма соответствовала сглаженному спектру мощности Фурье-преобразования. Для флуктуационных процессов предплавления Си коэффициент $\beta \approx 1.6$, для постплавления - $\beta \approx 2.1$.

Анализ вейвлет-диаграмм позволил выявить характерные частоты флуктуаций теплоты диссипации переходных процессов при плавлении Си как индикаторы самоорганизованной динамической нанокластеризации. При неравновесных фазовых пререходах частота флуктуаций теплоты диссипации в конденсированных средах связана с характеристической длиной корреляции А_i, определяющей размеры кластеров переходных фаз при плавлении [3]:

$$f = \Delta t_{01}^{-1} \exp\left[-\frac{3A_{i}^{3} z(T)}{2} \left(\frac{\delta T_{pre-m}}{T}\right)^{2}\right], \quad \Delta t_{01} \approx \frac{A_{i}^{2} a}{c_{0}},$$
(1)

где t_{01} – время жизни тепловой флуктуации, A_i , а - межатомное расстояние, z(T) - теплоемкость на одну степень свободы, δT_{pre-m} – температурный интервал предплавления.

Через характеристическую длину корреляции A_i оценивался средний радиус кластеров r, формирующихся на этапе предплавления [4]:

$$\mathbf{A}_{i} = \sqrt[3]{\frac{(\mathbf{T}_{pre-m})^{2}}{\delta \mathbf{T}_{pre-m}^{2} \mathbf{z}(\mathbf{T}_{pre-m})}},$$
$$\mathbf{r} = \mathbf{A}_{i} \cdot \mathbf{a}.$$

(2)

где Т"_{pre-m} – температура начала эффекта предплавления.

Для расчета радиусов кластеров, формирующихся на этапе постплавления в (2) подставляем соответственно температуру начала постплавления T'_{post-m} , температурный интервал постплавления δT_{post-m} и теплоемкость $z(T'_{post-m})$.

В таблице приведены данные расчетов частотного интервала флуктуаций теплоты диссипации, корреляционных длин и радиусов кластеров переходных процессов при плавлении меди.

DFMN-2009

		1	1				
предплавление			постплавление				
Δf _{pre-m} , Гц	Δf _{pre-m} , Гц	Ai	r, Å	Δf _{post-m} , Гц	Δf _{post-m} , Гц	Ai	r, Å
эксп.	расч.			9KCII.	расч.		
0.02-0.12	0.05-10	4.2	15.2	0.06-0.22	0.01-7	2.9	10.3

Таблица. Рассчитанные параметры кластерной структуры фаз пред- и постплавления Си.

Из таблицы видно, что частотный интервал тепловых флуктуаций, рассчитанный по (1), совпадает частотным интервалом флуктуаций теплоты диссипации переходных процессов при плавлении Сu, определяемым методом вейвлет-анализа. В фазе постплавления Сu происходит уменьшение корреляционной длины, а соответственно уменьшение размеров кластеров, что соответствует ослаблению корреляций в расплаве. Однако следует отметить, что значения радиусов кластеров и корреляционных длин эффектов пред- и постплавления различаются не столь значительно, т.е. кластерные структуры пред- и постплавления достаточно близки между собой.

Анализ отношения характерных частот флуктуаций теплоты диссипации, определяемых программно по вейвлет-диаграммам, изучаемых веществ позволил определить меру устойчивости Δ_i нанокластерных структур в области предплавления и их эволюцию во времени [5]:

$$\Delta_{i}^{l/m} = \mathbf{f}_{i} / \mathbf{f}_{i+l} , \qquad (3)$$

где f_i и f_{i+1} – предыдущее и последующее значение характерной частоты флуктуаций теплоты диссипации; m - показатель способности структуры к перестройке. Характерные частоты определялись программно сечением вейвлет-диаграммы по экстремумам для каждого временного интервала. Значения Δ_i , (среднее значение 0.285) характеризующие образование нанокластерных структур предплавления Cu, имеют колебательный характер и соответствуют корням решения уравнения обобщенной золотой пропорции (рис. 1).



Рис. 1. Динамика изменения меры устойчивости Δ_i кластерной структуры фаз предплавления Си.

При переходе кристалл-расплав колебательный характер меры устойчивости сохраняется. Но в фазе постплавления мера устойчивости кластерной структуры Си уменьшается ($\Delta_{icp} = 0.255$). Уменьшение меры устойчивости фаз постплавления Си связано с уменьшением радиусов кластеров при переходе кристалл-расплав.

Таким образом, фазы пред- и постплавления Си характеризуются наномасштабной нелинейной динамикой. Характерные частоты тепловых флуктуаций переходных процессов при плавлении, определяемые методом вейвлет-анализа, являются индикатором образования нанокластерных структур. Сценарий эволюции нанокластерной структуры переходных процессов при плавлении Си имеет колебательный характер.

Литература

[1] Bityutskaya L.A., Mashkina E.S.// Phase Transition. 2000. V. 71. P.317-330.

- [2] Битюцкая Л.А., Машкина Е.С. // Письма в ЖТФ. 1995. Т. 21. № 24. С. 90-93.
- [3] [15] Khait Yu.L. // Phys. Stat. Sol. (b). 1985. V.131. P. K19-K22.
- [4] Машкина Е.С. // Вестник ВГУ. Сер. физика, математика. 2007. № 1. С.23-27.
- [5] Битюцкая Л.А., Машкина Е.С. // Конденс. среды и межфаз. границы. 2005. Т. 7. № 3. С. 125-129.

МИКРОДЕФОРМАЦИИ И ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ

Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Лотков А.И.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, llm@ispms.tsc.ru

MICRO-DEFORMATIONS AND INTERNAL STRESS INDUCED BY ELECTRON BEAM TREATMENT IN THE TINI NEAR-SURFACE LAYER

Meisner L.L., Mironov Yu.P., Lotkov A.I.

The structural and phase state, the distribution of lattice distortion in the surface layers (15 microns long) of TiNi alloy modified by high-current low-energy electron beams (LEHCEBs) has been investigated using the X-ray diffraction technique. Three thin surface layers following one after another with different type of crystalline structure were revealed. The first (outer) layer (thickness equaled ~0.5 microns) is characterized by LEHCEBs indused the microstrain relaxation. The second (intermediate) layer (thickness equaled ~3 microns) is characterized by a sharp crystal texture where the texture axis <100>B2 is normal to the sample surface plane. The third (inner) layer (thickness equaled $10\div15$ microns) is characterized by the induced by LEHCEBs internal stressed and microstrain gradients as well as presence of the B19` martensite phase.

В течение последних нескольких десятилетий активно разрабатываются методы модификации поверхности материалов с использованием концентрированных потоков электронов, которые, сохраняя необходимые свойства объёма материала, позволяют формировать поверхностные слои с принципиально новыми структурами и свойствами. Сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения в сочетании с высокими давлениями, используемые в этих методах обработки поверхности, позволяют получать метастабильные кристаллические и аморфные состояния, свойства которых существенно отличаются от свойств материала в равновесном состоянии. В частности, при использовании никелида титана, как сплава с памятью формы, для медицины: создание на поверхности барьерных слоев, обладающих высокими параметрами адгезии, коррозионной стойкости, биосовместимости, являются актуальными задачами современности. Результатом поверхностной модификации материала, проводимой электроннолучевым воздействием, может быть изменение структурнофазового и напряжённого состояния поверхностного слоя, что определяет свойства материала в целом. В связи с этим, целью работы было: получить распределение микродеформации решетки фазы В2, обусловленной напряжениями 1-го рода и структурно-фазового состояния в поверхностных слоях никелида титана после воздействия импульсными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками.

Исходный сплав Ti_{49.5}Ni_{50.5} находился при комнатной температуре в структурно-фазовом состоянии B2 и имел температуру превращения B2 \rightarrow B19' M_H \approx 283 K.. Электронно-лучевую обработку поверхности проводили в ИСЭ СО РАН. Она заключалась в многократном (до 50 импульсов) облучении низкоэнергетическим (до 30 кэВ) сильноточным (до 30 кА) электронным пучком (НСЭП) в режимах поверхностного плавления (2÷3 мкс, 3÷10 Дж/см²) в условиях вакуума (~10⁴ Па). Исследования проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) с использованием симметричной и асимметричной схем отражения и излучений Со-К_α, Cu-K_α. Выбором угла скольжения α первичного рентгеновского луча в асимметричных съёмках задавали и сохраняли постоянной толщину эффективно отражающего слоя материала *h* [1]. Затем, для каждой толщины из зависимостей параметра решетки *a*(sin²Ψ), где угол $\Psi = \Theta_{hkl} - \alpha - между нормалями к отражающей плоскости (hkl) и к поверхности образца, получали величины микродеформаций решётки фазы B2 вдоль нормали (<math>\Psi = 0$) и в касательном направлении (экстраполяция на $\Psi = 90^\circ$).

Показано, что в отличие от исходного материала, в поверхностных слоях образцов, обработанных НСЭП, параметр решётки В2-фазы изменяется в зависимости от направления измерений и толщины анализируемого слоя. Причиной такого изменения *a*_{B2} являются индуцированные электронно-лучевой обработкой упругие напряжения 1-го рода, локализованные в приповерхностной модифицированной области образца. Они приводят к уменьшению межплоскостных расстояний в направления параллельных поверхности (деформация сжатия) и их увеличению в направлениях параллельных поверхности (деформация растяжения). Также результатом электроннолучевой обработки явилось возникновение остротекстурированного поверхностного слоя со структурой В2 исходной фазы. Размер областей когерентного рассеяния в

этом слое максимален в направлении нормали к поверхности (>200 нм) и превосходит средний размер кристаллитов в косых направлениях, что предполагает столбчатую морфологию кристаллизовавшихся из расплава зёрен. В этом слое обнаружена максимальная величина микродеформации, связанной с микронапряжениями 1-го рода, ($\varepsilon^{I} \approx \pm 1\%$). Толщина данного слоя находится в пределах 1÷3 мкм и зависит от энергетических параметров НСЭП (в первую очередь в единичном импульсе).

На рис. 1 представлены экспериментальные зависимости микродеформации $\varepsilon_{\psi}^{I} = \frac{a_{\psi} - a_{0}}{a_{0}}$ от

толщины эффективно отражающего слоя, для двух взаимно перпендикулярных направлений. Из рисунка следует, что величины касательных составляющих микродеформации ($\varepsilon_{\psi=90^\circ}$) – растягивающего типа, максимальны в поверхностном слое толщиной менее 2 мкм и не изменились через 1 год после облучения образца. Величины нормальных составляющих микродеформации ($\varepsilon_{\psi=0}$) – сжимающего типа, имеют максимальные значения в поверхностном слое толщиной менее 1 мкм, в образце сразу после облучения, но с течением времени уменьшаются. Более того, в поверхностном слое толщиной до 200 нм микродеформация снижается до нуля, а, возможно и меняет знак.

Рис. 1. Зависимости величин микроискажений в модифицированном НСЭП сплаве $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ от толщины эффективно отражающего слоя: \diamond , \blacklozenge – для $\varepsilon_{\Psi=0}$; \diamond , \bullet – для $\varepsilon_{\Psi=90^\circ}$; \diamond , \bullet – непосредственно после облучения НСЭП; \blacklozenge , \bullet – через 1 год после облучения.



Обнаружено возникновение мартенситной фазы В19' деформационного происхождения, объемная доля которой изменяется по кривой с максимумом на глубине 3÷6 мкм. На этой же глубине наблюдается существенное понижение величины микродеформации решетки В2-фазы, обусловленной напряжениями 1-го рода. Предполагается, что именно способность материала к деформационному мартенситному превращению В2→В19' способствует снижению внутренних напряжений в материале.

На основании зависимости фазового состава и распределений микродеформации, связанной с микронапряжениями 1-го рода, от толщины эффективно отражающего слоя, приповерхностная модифицированная область разделена на слои:

(1) – слой поверхностной релаксации толщиной до 0.5 мкм, с увеличенным атомным удельным объёмом, в котором микродеформации растягивающего типа в направлении параллельном поверхности обусловлено обработкой НСЭП, а слабая микродеформация растяжения вдоль нормали – релаксацией, связанной с наличием свободной поверхности;

(2) – перекристаллизованный остротекстурированный слой толщиной до 3 мкм с осью текстуры <100>_{в2}, перпендикулярной поверхности образца, величиной касательного растяжения решётки до 1% с одновременным её сжатием вдоль нормали до 1%;

(3) – градиентно-напряжённый слой толщиной 10÷15 мкм с текстурой исходного слитка, наличием мартенситной фазы со структурой В19', снижающейся в глубину материала микродеформацией, связанной с микронапряжениями 1-го рода.

Работа выполнена по программе СО РАН (проект 3.6.2.1) и Государственному контракту № 02.523.11.3007.

Литература

[1] Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Лотков А.И. // ЖТФ. 2008, вып.7. Т. 78. С. 118-126.

ВЛИЯНИЕ ВРАЩЕНИЯ СВЕРХПРОВОДНИКА НА ДИНАМИКУ МАГНИТНОГО ПОТОКА Милошенко В.Е., Кармазин В.М., Касаткина Т.И.

Россия, Воронежский государственный технический университет, Milrus@bk.ru

INFLUENCE OF ROTATION OF THE SUPERCONDUCTOR ON DYNAMICS OF THE MAGNETIC STREAM

Miloshenko V.E., Karmazin V.M., Kasatkina T.I.

Are presented the results of research of classical type II superconductors with the frozen magnetic stream. Samples in the form of a disk rotated in radially directed field, and their spatial position depends on speed which is connected with movement of vortexes in superconductor volume. Is spent the discussion of the received results.

В ранних работах, при изучении магнитомеханических свойств сверхпроводников [1-4], исследовались образцы в виде сферы, которые изготавливались из олова, сплава Sn + 0,2 % Cr [1,2] и свинца [4]. Они помещались в магнитное поле H_e и в нем совершали торсионные колебания или вращались. При этом измерялись период крутильных колебаний и магнитный момент. Показано, что остаточный магнитный момент возрастает в случае возникновения промежуточного состояния и коэффициент затухания (Г) может быть представлен в виде

$$\Gamma = \Gamma_0 = \mathbf{K}_1 \cdot \frac{\mathbf{H}_e^2 \cdot \mu}{\mathbf{H}_u} \tag{1}$$

где К₁ – форм-фактор, Г₀ – вклад в затухание обусловленный потерями в подвесе при H_e = 0.

Установлено [3], что величина Г определяется состоянием сверхпроводника: в нормальном она больше, чем в сверхпроводящем. В этой экспериментальной ситуации магнитное поле представляет суперпозицию взаимноперпендикулярных постоянной и малой переменной составляющих. Момент сил зависит от радиуса сферы, угловой частоты, электропроводности материала сферы и величины действующего поля. Момент сил возрастает с ростом проводимости зависящей от магнитного поля и при некотором ее значении проходит через максимум. В работе [4], где измерялось затухание вращения сферы с частотой $10^{-1} \div 10$ Гц, размещенной в вакууме 10^{-3} Па, наблюдалось изменение потерь и как только поле достигало величины $^{2}/_{3}H_{\rm k1}$, когда оно проникало в образец, потери резко возрастали. Изучалось влияние поверхностных дефектов и частоты, где обнаружено, что с ростом последней уменьшался захват потока. Многочисленные исследования, проведенные позже на образцах в виде стержня, диска позволили установить связь пиннинга вихрей на эффективных центрах пиннинга с диссипативными процессами и исследовать их (см., например, [5-6]).

Нами же были исследованы магнитомеханические свойства сверхпроводников 2 рода (ниобий, его сплавы с танталом и титаном), которые имели форму диска с бортиком [7-9]. В них магнитное поле создавалось катушкой и имело радиальное направление. Схема опытов показана на

рис.1. Испытуемый образец 1 формировал магнитное поле катушки 2, намотанной сверхпроводящим проводом ПЭТВ-2HT. После запитки катушки до установления зазора Z необходимой величины ее переводили в режим замороженного потока экран (образец) приводили BO вращение электродвигателем, расположенным на капке криостата (на рисунке последние не показаны). Как видно из рис.2, в области частот до 25 с⁻¹ существует однозначная связь между величиной зазора и скоростью при неизменных внешней нагрузке, температуре, токе запитки обмотки и других параметрах воздействия. Наблюдаемые изменения положения экрана возможны при условии выталкивания магнитного потока из его объема, а



Рис. 1. Схема опыта

величина осевого смещения зависит от кристаллической структуры приповерхностного слоя. Используя различные обработки сверхпроводника, а значит, меняя структуру приповерхностного слоя, обнаруживалось ее влияние на барьер, и как следствие, на величину смещения экрана по отношению к неподвижной катушке.

Здесь можно говорить о влиянии величины скин-слоя сверхпроводника [$\delta = c \cdot (2\pi\omega\sigma_{3\phi})^{-1/2}$] в смешанном состоянии, куда проникает магнитный поток, но сложно, т.к. не существует точной

общей аналитической связи проводимости в смешанном состоянии и магнитного поля. В рамках модели комплексной магнитной поляризуемости [11] из измерений затухания и частоты в пределах некоторых допущений (высокочастотный предел qd>>1) установили, что tg α (рис.3) уменьшается с ростом числа примесей, а значит по измерениям $\Gamma(H_e)$ можно судить о проводимости металла.



Вместе с тем в рамках наших первоначальных предположений магнитный поток в виде вихрей под действием внешней силы, вызванной вращением, может двигаться в объеме сверхпроводника в сторону пространства под экраном, где происходит возрастание индукции (В) без изменения тока запитки, из-за того, что магнитный поток (Ф) постоянен, а уменьшается площадь (S) его прохождения, значит растет выталкивающая сила (F_g), как видно из выражения (2). Об этом свидетельствуют и прямые измерения величины индукции магнитного поля в зазоре Z.

$$F_{g} = \frac{B_{e}^{2}}{8\pi} S_{0}, \qquad (2)$$

Рис. 2. Влияние структуры Nb на положение экрана при: 1 – механической обработке; 2 – химическом травлении; 3 – отжиге (1150 К, 4 часа).

где S₀ – площадь поверхности экрана, перпендикулярная оси симметрии, $B_e = \frac{\Phi}{S} = \frac{\Phi}{\pi DZ}$ – индукция в рабочем зазоре Z, D – диаметр экрана.

етр экрана.

Условие движения вихрей запишем $F_g \ge F_p$, где F_p – сила пиннинга. Сила $F_g = \Delta P$ это объемная сила, действующая на вихри и ее можно записать для величины градиента давления магнитных полей превышающих $H_{\kappa l}$:



Рис.3. Влияние проводимости Nb на затухание. H||S. T = 15 K. 1 – количество примесей $2 \cdot 10^3$; $2 - 2 \cdot 10^4$; $3 - 9 \cdot 10^5$.

$$\nabla \mathbf{P} = \overline{\nabla} \frac{\mathbf{B}_{\mathrm{e}}^2}{8\pi}$$

и условие критического состояния запишем в виде

$$\left. \overline{\nabla} \frac{\mathbf{B}_{\mathrm{e}}^2}{8\pi} \right| \ge \mathbf{F}_{\mathrm{p}} \,.$$

Для вычисления координатной зависимости B_e необходимо знать функцию $F_g(B)$. В модели Бина [10] $F_g \sim B$, что приводит к постоянной плотности тока в критическом состоянии, при этом глубина проникновения поля может быть существенно больше лондоновской, т.е. $\lambda > \lambda_L$. Откуда следует, что область полей, где в объеме существует идеальный диамагнетизм, который распространяется на поле

превышающие $H_{\kappa 1}$ и поэтому разность давлений увеличивается больше и сила действия будет достигать значений соответствующих $B = B_{\kappa 2}$. В пределе, как было нами экспериментально показано, она зависит от площади и совпадает с расчетной величиной.

Литература

- 1. Condon E.V., Maxwell E. Phys Rev., v 76, № 4, p 578 -581, (1949).
- 2. Fritz J.J. Phys Rev, v 80, № 5, p 894 899., (1950).
- 3. Houston W.K., Muench N. Phys Rev, № 79, № 6, p 967-970., (1950).
- 4. Williams G.A., Scinner R.H. 12-th Jns.conf. Low.Temp Phys Tokyo, p 871 873,(1971).
- 5. Ашимов С.М., Наскидашвили И.А. ФНТ, т.10, № 5, с. 479-487, (1984).
- 6. Cove J.R., Le Blanc V.A.R// J. Apll. Phys, v 53, № 3, p 1631-1648, (1982).
- 7. Милошенко В.Е., Кармазин В.М. Техническая электродинамика, № 4, с. 6-12, (1984).
- 8. Милошенко В.Е., Кармазин В.М. Техническая электродинамика, № 2, с.31-34, (1986).
- 9. Милошенко В.Е., Кармазин В.М. Техническая электродинамика, № 6, с. 10-14, (1989).
- 10. Кэмпбелл А., Иветс Дж. Критические токи в сверхпроводниках. М.: Мир, 332 с, (1975).
- 11. Милошенко В.Е., Ломакин В.В., Савельев Ю.Н. и др. Физика низких температур, Т. 6, № 6. с. 813-814 (1980). Деп. ВИНИТИ № 2443-80, 26 с. (1980).

О ПОВЕДЕНИИ СВЕРХПРОВОДНИКОВ В НИЗКОЧАСТОТНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ Милошенко В.Е., Авдеев М.А., Калядин О.В.

Россия, Воронежский государственный технический университет, kaljadin@gmail.com

ABOUT BEHAVIOUR OF SUPERCONDUCTORS IN A LOW-FREQUENCY MAGNETIC FIELD Miloshenko V.E., Avdeyev M.A., Kalyadin O.V.

Is presented one of displays of magnetomechanical properties of superconductors in small magnetic fields: existence of the power barrier created by a defective near-surface layer. Is shown that various kinds of processing can operate defects, so, size of a barrier to penetration (or to an input) a magnetic stream in superconductor volume.

В докладе показана важность экспериментальных исследований сверхпроводников в целях использования полученных результатов в разработках различных устройств, где сверхпроводники используются как конструкционный материал, из которого изготавливаются чувствительные элементы, в частности, гравиинерциальных приборов (например, [1]), сверхпроводящих опор электромашин малой и средней мощности [2], а они в условиях эксплуатации подвергаются воздействию как внутренних, так и внешних факторов. К внутренним относятся структурные нарушения кристаллической решетки [3], а к внешним – различного рода поля (гравитационные, электромагнитные, тепловые и др.). Они вызывают диссипацию энергии движущегося (колеблющегося, вращающегося) со звуковой частотой сверхпроводящего элемента или воздействуют на него с такой же частотой. Диссипируемая энергия в области низких температур (гелиевый уровень) может оказаться достаточной по величине, чтобы вывести прибор или устройство из строя, снизить ресурс его работы, или ухудшить параметры [4]. Здесь важно установить причины этого и научиться управлять или воздействовать на их величину. Как было установлено в [5] различают такие параметры как внутреннее трение (наиболее распространено, но не единственное) и коэффициент затухания [6], а критерием разделения служит природа независимой переменной.

В докладе рассматриваются результаты воздействия на сверхпроводник только внешнего магнитного поля малой величины, т.е. поля меньше нижнего критического (H_{к1}). Как было показано экспериментально [7] и теоретически [8] в этой области полей существует энергетический барьер



Рис.1. Влияние механической обработки на затухание в магнитном поле ниобия ($H \perp s$, f=580 Гц): кривая 1 – совершенный монокристалл, 2 – деформация $\varepsilon = 1,3\%$, 3 – $\varepsilon = 2,5\%$.

входу магнитного потока в объем сверхпроводника и этот барьер отличается от барьера Бина Ливингстона тем, что проявляется не в области Нк1 [9], а гораздо меньших полях и имеет природу отличающуюся от известного. При колебаниях сверхпроводника со звуковыми частотами (10 ÷ 10³ Гц) в постоянном магнитном поле на его поверхности наволится переменная составляющая, величина которой зависит от амплитуды колебаний и величины постоянного поля. Переменная составляющая проникает объем на глубину скин-слоя, в определяемого эффективной проводимостью И частотой. Как показано в данной работе при обсуждении природы барьера проникновению вихрей созданного приповерхностным слоем возникает необходимость изменения состояния кристаллической решетки. В работе проводится изучение влияния различных факторов как на само существование барьера так и на управление его величиной. Вилно. что изменение состояния

поверхности сверхпроводника от идеально гладкой и отожженной до поврежденной механическим способом приводит к появлению барьера и последующему его росту и, наконец, исчезновению его при залечивании нанесенных дефектов (рис. 1). Экспериментально определено, что проникновение поля и его величина связаны с нижним критическим полем, как было установлено в работе [10] выражением:

$$H_{i\delta} = H_{\hat{e}1} \left[\frac{\sin^2 \varphi}{(1 - n_x)^2} + \frac{\cos^2 \varphi}{(1 - n_z)^2} \right]^{-1/2},$$

где ϕ – угол ориентации вектора напряженности относительно большей плоскости сверхпроводника; n_x , n_z – факторы размагничивания по направлениям X и Z.

В исследованиях проведенных методом внутреннего трения [11] на модельном сплаве Pb_{1-x}In_x



Рис. 2. Влияние содержания индия в монокристаллах сплава $Pb_{1-x}In_x$ (деформация $\varepsilon = 5\%$, f=500 Гц) на полевую зависимость затухания колебаний: 1 – 10 ат.%; 2 – 5; 3 – 4; 4

выявлено, что с ростом содержания индия Н_{к1} убывает с 3,8·10⁴ А/м до 1,8·10⁴ А/м и, как видно из рисунка 2, пики затухания (Г) действительно смещаются на пропорциональную величину в сторону меньших полей. Это означает, что величина поля проникновения, а значит. проявления барьера, созданного дефектным приповерхностным слоем, также управляема, т.к. определяется количеством дефектов И их эффективностью.

В работе [12] при исследовании ниобия неизвестная особенность отмечается ранее проникновения вихрей в объем: они преодолевают барьер не поодиночке, а связками. Пока магнитное поле не достигнет некоторой величины, связки также не могут его преодолеть, накапливаются перед ним; и только с некоторой величины поля они его преодолевают и далее плавно движутся в объеме поверхностного слоя в течение нескольких (3÷5) минут.

Список литературы

1. H.J. Paik. J. of Appl. Phys., 47, 3, 1168 (1976).

- 2. Сверхпроводящие машины и устройства под ред. С. Фонера и Б. Шварца. М.: Мир, 763 с. (1977).
- 3. В.С. Постников Внутреннее трение в металлах. М.: Металлургия, 274 с. (1969).

4. В.Е. Милошенко Техническое использование низких температур: Уч. пособие. Воронеж, 332 с. (2005).

- 5. В.Е. Милошенко, О.В. Калядин. Деформация и разрушение материалов, 5, 12 (2008).
- 6. В.П. Галайко. Письма в ЖЭТФ, **17**, 1, 31 (1973).
- 7. В.Е. Милошенко, Б.В. Воронин. ФТТ, **27**, 12, 3701 (1985).

8. С.А. Иванов, А.П. Колесникова, А.Е. Романов. Поверхность. Физика. Химия. Механика, 8, 22 (1982).

9. Bean G.P., Livingston J.P. Phys. Rev. Lett., 12, 1, 14 (1964).

10. Schöfer R. Heiden C.A. J. Low Temp. Phys., 30, 3-4, 357 (1978).

11. Милошенко В.Е., Постников В.С., Золотухин И.В. ПТЭ, 1, 218 (1972).

12. В.Е. Милошенко. В кн.: Высокочистые и монокристаллические металлические материалы, М.: Наука, 139 (1987).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В АЛЮМИНИИ Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е.

Российская Федерация, Сибирский государственный индустриальный университет, nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

THE INFLUENCE OF ELECTRICAL POTENTIAL ON THE ENERGY PARAMETERS OF THE STRESS RELAXATION IN ALUMINIUM

Nevskiy S.A., Konovalov S.V., Gromov V. E.

Stress relaxations in aluminium at influence of electrical potential at various temperatures are studied. Influence of electrical potential on the stress relaxation at different temperatures her energy parameters change considerably are installed.

Исследование влияния внешних электрических воздействий на процессы пластической деформации металлов и сплавов представляет большой интерес как со стороны науки (установление механизмов влияния этих воздействий), так и стороны техники (создание новых технологий металлургического и машиностроительного производства). Наиболее хорошо изучено импульсное токовое воздействие, которое значительно изменяет структуру материала и соответственно его физико-химические свойства. За последнее время появились работы [1,2], в которых исследовано влияние электрического потенциала и контактной разности потенциалов на ползучесть и микротвердость алюминия. В данных работах установлено, что при подведении электрического потенциала или контактной разности и микротвердость алюминия значительно изменяются. В данных работах исследовались процессы при комнатной температуре.

В нашей работе исследовалось влияние электрического потенциала на процесс релаксации механических напряжений в алюминии при различных температурах. Согласно определению [3], релаксацией напряжений называется уменьшение напряжений во времени под влиянием ползучести в нагруженном жестком теле при постоянных линейных размерах. Релаксация напряжений характеризуется рядом критериев, таких как падение напряжений (глубина релаксации), средняя скорость релаксации, энергетическими критериями (энергия активации и активационный объем).

В нашей работе исследовалось поведение энергетических параметров процесса релаксации при подведении электрического потенциала и изменении температуры образца. В опытах использовалась установка, описанная в [4]. Изменение температуры производилось при помощи нагревательной печи, а подведение потенциала осуществлялось от источника постоянного тока при помощи провода. Во избежание протекания заряда через образец, он изолировался от установки. В каждой серии было по 10 испытаний, из полученных релаксационных кривых определялись энергетические параметры по метолике [5]. Зависимость активационного объема от температуры представлена в таблице.

Потенциал, В	0	1
Температура, К	Активационный объем, 10 ⁻²⁷ м ³	Активационный объем 10 ⁻²⁷ м ³
294	4,86±0,23	5,09±0,29
333	3,38±0,34	2,98±0,18
373	2,69±0,56	$2,76 \pm 0,32$

Из таблицы следует заметить, что активационный объем при увеличении температуры уменьшается, но при подведении потенциала, при комнатной температуре наблюдается увеличение активационного объема, однако при увеличении температуры он уменьшается.

Список литературы

- 1. Коновалов С.В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия / С.В. Коновалов, В.И. Данилов, Л.Б. Зуев // ФТТ. 2007 т. 49. вып. 8. с.1389-1391.
- 2. Зуев Л.Б. О влиянии контактной разности и электрического потенциала на микротвердость алюминия / Л.Б. Зуев, В.И.Данилов, С.В. Коновалов // ФТТ. 2009. т. 51. вып 6. С.1077-1080
- 3. Борздыка А.М. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / А.М. Борздыка, Л.Б. Гецов. М.: Металлургия, 1978. 256 с.
- Timofeev E.G. Research of stress relaxation in non-ferrous metals/ E.G. Timofeev, O.A. Filip'eva, S.V. Konovalov, V.E. Gromov // Electroplastic effect in metals (Processing of China Russian Symposium 31th May 4th June 2007). Novokuznetsk: SibSIU, 2007, 319p
- 5. Кузнецов Р.И. Пластическая релаксация в алюминии и меди / Р.И. Кузнецов, В.А. Павлов, В.Т. Шматов // ФММ 1966 т. 21. с. 265 267.

АТОМНЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ (МЕХАНИЗМЫ) ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ И СТРЕСС-КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ Нечаев Ю.С.

РОССИЯ, «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», yuri1939@inbox.ru

ATOMIC AND NANO-STRUCTURAL ASPECTS (MECHANISMS) OF HYDROGEN EMBRITTLEMENT AND STRESS-CORROSION FAILURE OF STEELS

Nechaev Yu.S.

Abstract. The possibilities of effective solutions of relevant technological problems are considered based on the analysis of fundamental physical aspects, elucidation of the atomic and nano-structural mechanisms and interrelations of aging and hydrogen embrittlement and failure of steels in the hydrogen industry (see Figs. [1,2] attached below) and gas-main industries. The adverse effects which these mechanisms and processes have on the service properties and technological lifetime of materials are analyzed. The concomitant fundamental process of formation of carbohydride-like and other segregation nanostructures at dislocations and grain boundaries are discussed, particularly, in the context of how these nanostructures affect on technological processes (aging, hydrogen embrittlement, stress corrosion damage, and failure) and the physicomechanical properties of the metallic materials (including the technological lifetimes of pipeline steels). The nano-scale mechanisms of the hydrogen and other super-plasticity of metals and alloys are considered, as well. The study results [1-5] are used.



Общая фундаментальная научная проблема, интенсивно изучаемая в мире на протяжении последних нескольких десятков лет, относится к физике водородного охрупчивания и деградации физико-механических свойств металлических материалов в связи с актуальными научнотехнологическими «открытыми» вопросами:

1) металловедческие аспекты водородной энергетики по технологической совместимости металлических материалов с водородом [1-3];

2) физические аспекты (основы), микромеханизмы и взаимосвязь технологических процессов старения и водородного охрупчивания металлических материалов и роли этих процессов в деградации эксплуатационных свойств и технологическом ресурсе сталей магистральных газопроводов и водородной инфраструктуры [1-3], в т.ч. в конструкциях (изделиях) автотранспортной, авиационной и космической индустрий.

Поэтому настоящая работа посвящена рассмотрению эффективных путей решения ряда актуальных технологических проблем на основе разработки необходимых (востребованных в технологическом плане) фундаментальных (физических) аспектов, раскрытия атомных и наноструктурных механизмов и взаимосвязи процессов старения и водородного охрупчивания металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов и их роли в деградации эксплуатационных свойств (в т.ч. в стресс-коррозионных повреждениях) и технологическом ресурсе данных материалов и конструкций (см. иллюстрации из [1,2]). Особое внимание уделяется актуальным проблемам старения и водородного охрупчивания сталей магистральных газопроводов, сформулированным в трудах специализированного научнопрактического семинара (Нижний Новгород, 2006 г.), а также актуальной материаловедческой проблеме водородной энергетики по технологической совместимости металлических материалов с водородом, сформулированной в трудах специализированного научно 2007 г.г. В отличие от большинства других работ, рассматривается сопутствующий

фундаментальный процесс структурно-фазовой сегрегационной нанофрагментации материала, т.е. образования карбогидридоподобных и др. наносегрегаций («адсорбированная нанофа») на дислокациях (с сегрегационной емкостью на один-полтора порядка выше, чем в широко используемой модели «облаков» Коттрелла) и границах зерен, а также влияние таких наносегрегаций на технологические процессы (старение, водородное охрупчивание, стресс-коррозия и разрушение) и физико-механические свойства металлических материалов, в том числе на технологический ресурс сталей магистральных газопроводов [1-3].

Показана также необходимость дальнейших исследований (с использованием подходов и результатов [1-5]) основного фундаментального планарного нанообъекта в металлах и сплавах – большеугловых границ зерен общего типа по следующим «открытым вопросам»:

1. Физика границ зерен с «адсорбированной нанофазой», в том числе карбогидридоподобных, интерметаллидо-гидридоподобных и других кластерных межзеренных наносегрегаций, приводящих к охрупчиванию и локальным напряжениям в областях границ зерен и способствующих межзеренному («водородному») растрескиванию (см. представленные выше снимки из [1,2]) и стресскоррозионному поражению (разрушению) материала.

2. Физика так называемых «неравновесных» границ зерен с высоким уровнем локальных напряжений, образующихся, например, при интенсивном пластическом деформировании материала или при его термомеханической обработке (в т.ч. «зубчатость» или «волнистость» границ).

3. Физика образования смешанного (двухмодульного (нм-мкм)) распределения размера зерен в наноструктурированных материалах и его влияния на физико-механические свойства материала.

4. Физика структурной сверхпластичности и «атермического» разупрочнения материала, в т.ч. водородной сверхпластичности железа.

5. Физика аномального массопереноса при интенсивном деформировании или механосинтезе.

В этой связи рассматривается периодическое («трехуровневое» циклическое) изменение состояния «неравновесных» границах зерен (при свехпластичном или интенсивном деформировании) от состояния I с пренебрежимо низкой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций (как для «равновесных» границ) к состоянию II с предельно высокой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций, энергия которых близка к энергии плавления материала (переход I→II), с последующим переходом к жидкоподобному состоянию III (переход II→III, типа «плавления») и возвращению к исходному состоянию (переход III->I, типа «кристаллизации»). Соответствующие (периодические) локальные изменения объема при данных переходах (особенно, при переходе III--- I), очевидно, обуславливают высокие локальные напряжения в областях границ зерен. Последовательность (в цикле І→ІІ→ІІІ→І...), 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. Это, в частности, может привести к «зубчатости» (или «волнистости») границ, по-видимому, отвечающей экстенсивному пути их «самоорганизации» при деформировании материала. Аналогичными процессами при механосинтезе или интенсивном деформировании материалов (и особенно, переходом II->III, типа «плавления») может быть обусловлено наблюдаемое во многих работах образование смешанного (двухмодульного (нм-мкм)) распределения размера зерен в наноструктурированных такими способами материалах.

Библиография

[1] Ю.С. Нечаев. "Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов". // Успехи физических наук, <u>2008</u>, Том. 178, # 7, с.с. 709-726.

[2] Yu.S. Nechaev. "Metallic materials for the hydrogen energy industry and main gas pipelines: complex physical problems of aging, embrittlement and failure". // Physics-Uspekhi, <u>2008</u>, Vol. 51, # 7, p.p. 681-697.
[3] Yu.S. Nechaev, A.A. Burzhanov, G.A. Filippov. "On revealing micromechanisms of the hydrogen plastification and embrittlement of metallic materials: Relevance to the safety and corrosion problems". // Advances in Materials Science, <u>2007</u>, Vol. 7, # 1(11), p.p. 166-175.

[4] Yu.S. Nechaev. "On specific phase transitions to the compound-like impurity nanosegregation structures at dislocations and grain boundaries in metals and their influence on diffusion-assisted processes". // Solid State Phenomena, <u>2008</u>, Vol. 138, p.p. 81-118.

[5] Yu.S. Nechaev. "On the physics of enhanced Fickian diffusion and structural-phase changes in intensively deforming metallic materials". // Defect & Diffusion Forum, <u>2006</u>, Vols. 251-252, p.p. 123-126.

АКТИВАЦИЯ СОЛИТОННЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА 19 ПРИ 4,2К Никифоренко В.Н., Босин М.Е.

Украина, Институт измерительной техники «Циклон» г. Харьков, e-mail: bosin@yandex.ru

ACTIVATION OF SOLITON ENERGY SOURCES UNDER CONDITIONS OF LOCAL DEFORMATION OF SUPERCONDUCTING TITANIUM ALLOY 19 AT 4.2 K Nikiforenko Vladimir N., Bosin Mark Ye.

Discovered were huge oscillations of electrical resistivity of titanium alloy 19 samples, which is generated by deformational stress jumps, occurring under active deformation conditions at 4.2 K. The oscillations have been shown to be of athermanous nature and be attributed to electron-soliton interaction associated with the breaking of prismatic dislocations through β -phase inclusions. The evaluation of path length λ_B of electron-soliton interaction, which has been carried out is comparable with Plank's $\lambda_P \sim \lambda_B = 2 \cdot 10^{-36}$ m, which allowed for the first time to set the upper limit for the fundamental length.

В соответствии с криотехнологией обработки материалов импульсами электротока [1-3] удается переносить энергию в 10^{10} TэВ [2], что значительно превышает уровень энергии, реализуемый в космических лучах (10^7 TэВ) и недостижимый в современных ускорителях элементарных частиц. К настоящему времени предельный уровень энергии, достижимый в ускорителях элементарных частиц не превышает порядка 10TэВ. В то же время в деформационных экспериментах с одновременным пропусканием тока через образец удается реализовать перенос энергии свыше 10^4 TэВ [4]. Особая роль в этом процессе должна отводиться электрон-дислокационному и связанному с ним электронсолитонному механизмам взаимодействия. Теоретический подход в рассмотрении дислокаций как источников солитонов, предпринятый при решении ряда дислокационных задач [5], позволял надеяться на экспериментальном обнаружении уединенных волн в твердом теле, что и было сделано в [6].

являются Учитывая, что дислокации источниками элементарных коллективных возбуждений кристаллической решетки, возникновение которых вызвано структурными превращениями в условиях изменения внешнего воздействия, представляло очевидный интерес провести исследование атермического переноса энергии, локализованной при прорыве призматических дислокаций через препятствия в сверхпроводящем титановом сплаве 19, деформированном при 4,2К. При гелиевой температуре титановый сплав, содержащий 6%Al, 2%Zr и 3%Nb, находился в сверхпроводящем состоянии с температурой перехода T_c~5,4K. Структурное состояние образцов исследовалось с помощью просвечивающей электронной микроскопии и избирательного химического травления. В соответствии с этими исследованиями образцы в исходном состоянии имели плотность призматических дислокаций N_p~2·10¹²м⁻² и характеризовались включениями β-фазы, расположенными на расстоянии (1,5÷3)мкм друг от друга.

Деформирование титанового сплава при 4,2К показало, что появление срывов нагрузки на кривой упрочнения и скачков электросопротивления является характерной особенностью этого материала (рис. 1 - Корреляция между скачками электросопротивления (а) и срывами нагрузки (б) деформирующего напряжения титанового сплава в условиях активного деформирования по инерционной методике). При этом было замечено, что скачки $\Delta \sigma$ и ΔR сопровождаются образованием полос призматического скольжения. Полосы состоят из скоплений призматических дислокаций, ограниченных препятствиями в виде β -фазы, прорыв которых инициирует скачки $\Delta \sigma$ и ΔR . Плотность призматических дислокаций при этом соответствовала $N_p \sim 2 \cdot 10^{14} M^{-2}$.

Было установлено, что с увеличением $\Delta \sigma_a$ возрастает величина ΔR_a , т.е. амплитудная величина электросопротивления - ΔR_a зависит от уровня скачка деформирующего напряжения (рис. 2 - Характерные осциллограммы скачков электросопротивления, инициируемых малыми - (1) ($\Delta \sigma_a$ =1,5МПа) и большими – (2) ($\Delta \sigma_a$ =163МПа) скачками деформирующего напряжения (безинерционная методика, разрешающая тонкую структуру скачка ΔR) и меняется в интервале (4÷13)·10⁻³Ом.

Имеющаяся температурная зависимость R(T) сплава 19 вблизи сверхпроводящего перехода позволила оценить изменение температуры ΔT при максимальном увеличении электросопротивления в скачке - $\Delta R_a = 13 \cdot 10^{-3}$ Ом. В этом случае ΔT равно 1,2К.

Эксперименты, поставленные с целью регистрации вероятного выделения тепла по показанию термометра с разрешающей способностью 2·10⁻²К показали, что максимальное изменение

температуры образца в момент скачка $\Delta \sigma$ не превосходит 0,4К. В связи с этим можно предположить, что величина максимальной тепловой диссипации энергии не превышает $\Delta E_T = 10^{-4}$ эВ.



В тоже время на долю максимального атермического выделения энергии $\Delta E_a = \Delta R_a \cdot i^2 \cdot t$, где $\Delta R_a = 13 \cdot 10^{-3}$ OM, i=0,5A и t=225 \cdot 10^{-3}с приходится 4,6 · 10³TэB, что в 4,3 · 10¹⁹ раз больше тепловой.

Таким образом, ΔE_a»ΔE_T и можно предположить, что скачкообразная деформация в рассматриваемом сплаве есть результат резонансного электрон-солитонного взаимодействия призматических дислокаций, прорывающихся через β-фазные включения.

Особое поведение дислокаций в условиях внешнего воздействия связано с наличием у них электрического потенциала, действующего на больших расстояниях и вызванного искажениями кристаллической решетки внутри дислокационных ядер, приводящими к появлению ВЧ мод, частота колебаний которых может быть оценена из выражения $v_{ed} = n \cdot \rho_0 \cdot e^2 \cdot \Delta R_a / (m \cdot R_0)$, где n=24·10²⁸м⁻³ – концентрация электронов; e=1,602·10⁻¹⁹Кл – заряд электрона; ρ_0 =2·10⁻⁸Ом·м – удельное сопротивление; m=9,1·10⁻³¹кг – масса электрона; R₀=2,4·10⁻⁴Ом – электросопротивление образца до деформации. Проведенные оценки показывают, что при ΔR_a =13·10⁻³Ом v_{ed} =8·10³ТГц и отвечает плазменной частоте колебаний.

Следовательно, основные признаки, определяющие поведение скачков $\Delta \sigma_a$ и ΔR_a , связаны с изменением дислокационного потенциала и величиной v_{ed} .

Обращает на себя внимание, что обнаруженное значение атермической энергии $\Delta E_a = 4,6\cdot 10^3$ ТэВ, выделяемое в скачке пластического течения, отвечает уровню ядерной энергии и соответствует появлению "тяжелых" бозонов [7]. Представляет интерес провести оценки длины пробега $\lambda_B = h/P_a$ ($P_a = F_a \cdot t_a$ – амплитудное значение импульса напряжения, где F_a – амплитудное значение силы, ответственной за скачок $\Delta \sigma_a$) этих гипотетических частиц в предположении, что они рождаются в момент скачков $\Delta \sigma_a$, ΔR_a . При экспериментальном значении $P_a=25,9$ кг·с, длина пробега бозонов $\lambda_B=2,6\cdot 10^{-36}$ м сопоставима с планковской длиной $\lambda_P = \sqrt{G\cdot\hbar/c^3}$, где G – гравитационная постоянная, с – постоянная скорости света, $\lambda_P=1,6\cdot 10^{-36}$ м.

Таким образом, настоящими экспериментами установлено, что верхняя граница фундаментальной длины составляет примерно $\lambda_P = \lambda_B = 2 \cdot 10^{-36}$ м и поэтому величины, связанные с электромагнитным, сильным и слабым взаимодействиями уже не могут претендовать на роль фундаментальной длины, а таковой служит гравитационная длина λ_P , обусловленная электронбозонным или электрон-солитонным взаимодействием, являющимся, вероятно, преобладающим типом взаимодействия в твердом теле.

- 1. В.Н. Никифоренко, И.С. Брауде, О.П. Салита, В.Л. Хоменко. ИФЖ, т.66, №2, с.93 (1994).
- В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев, И.С. Брауде, О.П. Салита. Проблемы прочности, №2, с.90 (1996).
- 3. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев, И.С. Брауде, О.П. Салита. ДРАН, т.349 №2, с.472 (1996).
- 4. В.Н. Никифоренко, М.Е. Босин Материалы XVI петербургских чтений по проблемам прочности. СП, с.115 (2006).
- 5. А.М. Косевич, А.С. Ковалев. Введение в нелинейную физическую механику. Киев, «Наукова думка». С.301 (1989).
- 6. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев. ДРАН, т.373, №2, с.178 (2000).
- 7. Л.Б. Окунь. Лептоны и кварки. М. «Наука», с.304 (1981).

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО В - ОБЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ И ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ЛЕНТ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Новиков Г. В., Мясоедов Д. С., Чиванов А. В., Федоров В. А., Ковалева М. Г. Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Россия e-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

INFLUENCE LOW-ENERGY β - IRRADIATIONS ON CHANGE OF PROPERTIES AND THE SURFACE OF THIN TAPES OF AMORPHOUS AND NANOKRISTAL ALLOYS Novikov G.V., Mysoedov D. S., Chivanov A.V., Feodorov V.A., Kovaleva M. G. Russia, Derzhavin Tambov State University, feodorov@tsu.tmb.ru

Change durability properties and a condition of a surface amorphous and nanokristal alloys under action intensive low-energy - irradiations is revealed.

Исследование структурных превращений в таких неравновесных системах как аморфные металлические сплавы при их облучении потоками заряженных частиц, способных инициировать процессы атомной перестройки за счет передачи энергии бомбардирующих частиц атомам твердого тела, представляет интерес с двух точек зрения. Во-первых, для радиационной физики твердого тела имеет фундаментальное значение исследование процессов, ответственных за структурно-фазовые превращения в аморфных материалах, известных своей радиационной стойкостью вследствие отсутствия в них дальнего порядка. Во-вторых, электронный пучок является наиболее чистым инструментом для создания и изучения поведения радиационных дефектов в материалах.

Цель работы: установить влияние низкоэнергетического β-облучения на изменение свойств тонких лент аморфных и нанокристаллических сплавов, путем измерения микротвердости, на процессы кристаллизации поверхностей тонких лент, а также на морфологические особенности их поверхностей.

Для проведения исследований использовали ленты аморфного сплава на основе Со (80%) и нанокристаллического сплава на основе Fe (73,5%). Энергия β- частиц составляла 75 кэВ. Облучению подвергали обе поверхности лент: контактную и неконтактную. Микротвердость образцов определяли по стандартной методике Виккерса. Морфологию поверхности фиксировали при помощи оптического микроскопа.

Исследования показали, что микротвердость всех образцов монотонно увеличивается по мере приближения к области воздействия пучка. Увеличение микротвердости, является следствием совместного действия низкоэнергетических электронов и нагрева, возникающего при взаимодействии электронов с поверхностью металлических сплавов, и связано с образованием различного рода дефектов в зоне воздействия, а также со структурными превращениями в сплавах.

О характере структурных превращений судили по морфологическим особенностям деформации и разрушения сплавов в зоне воздействия индентора [1].

Процессы, протекающие в приповерхностных слоях аморфных сплавов, относительно мало изучены [2]. В данной работе наблюдали зеренную и дендритную кристаллизации поверхности в нанокристаллическом сплаве на основе Fe на контактной и зеренный тип кристаллизации у аморфного сплава на основе Co с неконтактной стороны. Обнаружен рост нано-, и микрокристаллов, которые образовывались в зоне действия сфокусированного пучка электронов.

После облучения на поверхностях контактной и не контактной сторон появляются структурные неоднородности. На неконтактной стороне ленты, после облучения исчезает рельеф в зоне воздействия пучка. Размеры кристаллов на обеих поверхностях лент достигают ~10 мкм.

На поверхности сплавов в результате воздействия сфокусированного пучка электронов наблюдали образование пленки. Спектральный анализ образцов показал что атомный состав пленки и образца идентичен. Размеры участка поверхности покрытого пленкой, зависит от времени облучения и от выбора сплава. При облучении аморфного сплава в течение 60 минут диаметр пятна поверхности покрытого образующейся пленкой, составляет порядка 300 мкм. При исследовании морфологии поверхности образцов на оптическом микроскопе, наблюдали интерференционные картины образованные в результате воздействия β- частиц. Исследуя образцы с помощью растрового микроскопа, было установлено, что толщина пленки колеблется в пределах ~ 0,1 ÷ 0,35 мкм.

Установлены морфологические особенности макрокартин деформирования и разрушения ленточных образцов аморфных и нанокристаллических сплавов, подвергнутых обработке электронами, в зависимости от величины прикладываемой нагрузки и времени облучения.

При микроиндентировании зоны термического воздействия при β-облучении формируются характерные картины разрушения: отпечаток от индентора окружен трещинами ориентированными параллельно его сторонам, что является следствием процесса охрупчивания аморфных и нанокристаллических сплавов. Чем ближе проводилось микроиндентирование к области воздействия, тем выражение характер разрушения образца, увеличивается количество радиальных прямых трещин, часть из которых может объединяться с кольцевыми трещинами, вплоть до выхода трещин на грани образца.

Исследование макрокартин деформирования и разрушения аморфных и нанокристаллических сплавов позволяет судить о температурах нагрева и протекающих превращений в тех или иных областях, в силу их подобия картинам разрушения и деформирования, полученным при микроиндентировании образцов подвергнутых регламентированному печному отжигу.

Исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

Литература

- 1. Капустин А.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В. Действие нагрева и лазерного излучения на эволюцию механических свойств металлических стекол // «Перспективные материалы». 2007.– Т. 2 С. 333–337.
- 2. Пермякова И.Е. Эволюция механических свойств и особенности кристаллизации металлического стекла системы Co-Fe-Cr-Si подвергнутого термической обработке: дис. ... канд. физ.-мат. наук. / Белгород., 2004. 138 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРЕГРАДЫ ПОСЛЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЕЕ С ПОТОКОМ ВЫСОКОСКОРОСТННЫХ ЧАСТИЦ <u>Петров Е.В.¹</u>, Кривченко А.Л.², Кирсанов Р.Г.³

¹ Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, petrow-ewgeni@mail.ru ² Россия, Самарский государственный технический университет.

³ Россия, Самарская государственная сельскохозяйственная академия.

RESEARCH OF METALLIC OBSTACLE FEATURES AFTER ITS INTERACTION WITH THE STREAM OF HIGH-SPEED PARTICLES <u>Petrov E.V.¹</u>, Krivchenko A.L.², Kirsanov R.G.³ ¹ Russia, Institute of Structural Macrokinetics and Materials Sciences ² Russia, Samara State Technical University

³ Russia, Samara State Agricultural Academy

Interaction of high-speed particles features with carbon tool steels at different angles of arrival between the normal of shock wave and specimen surface were researched. Particles penetration into material of specimens with different angles of arrival to a value of several hundreds of particles' size was confirmed. Particles penetration accompanies by structure changes not only in near-surface layer but all volume of obstacle. Interaction of particles with obstacle leads to decrease of particles size. Most stopped particles records in the interstices of different forms. It is shown that change of particles arrival angle allows regulating depth and volume distribution of hardness.

Ударное взаимодействие отдельных макроскопических частиц с твердой преградой изучено достаточно хорошо. Как правило, объяснение такого взаимодействия проводится в рамках гидродинамической теории, по которой глубина проникания частицы не превышает 2 – 4 своих диаметров, что хорошо согласуется с экспериментом. В 70-х годах 20 века при взаимодействии с преградой, разогнанного энергией взрыва, до скоростей (1000 – 3000) м/с, потока высокоскоростных дискретных частиц, размерами (8 – 100) мкм, было обнаружено явление сверхглубокого проникания частиц, на глубины более 1000 их диаметров, что весьма трудно объяснить с позиции гидродинамической теории [1]. Существует несколько гипотез по физической природе данного эффекта. Вопрос о физической природе явления сверхглубокого проникания частиц, важен для технологического использования данного явления в новых областях применения. Поэтому для получения более целостной картины, необходимы дополнительные исследования данного эффекта.

Целью работы является дальнейшее экспериментальное исследование эффекта сверхглубокого проникания частиц. Установление особенностей взаимодействия потока частиц с металлической преградой, при различных углах падения между нормалью ударной волны и поверхностью обработки.

В качестве объекта исследования выбрана инструментальная углеродистая сталь – сталь У8. Исследуемые образцы представляли собой цилиндры: высотой 40 мм и диаметром 24 мм, с различными углами между нормалью ударной волны и поверхностью образца, которые равнялись 90°, 60° и 45°. В качестве материала порошка выступал – нитрид титана, с размером частиц 10-70 мкм.



Рисунок 1. Схема экспериментальной установки.

Схема эксперимента (рис.1) была следующей. Образец 7 помещался в направляющем канале 4, сверху которого располагалось кольцо 5 с порошком нитрида титана 6. На кольцо устанавливался заряд взрывчатого вещества 2 с детонатором 1. В качестве взрывчатого вещества (ВВ) выступал гексоген. Заряд ВВ имел цилиндрическую форму, с отношением длины к диаметру равным трём, что

необходимо для обеспечения стационарности процесса детонации. Между частицами порошка и зарядом ВВ имеется воздушная полость 3. Наличие полости в кольце позволяет снизить пиковое давление, действующее на частицы порошка и помимо плоского фронта обеспечить длительное нагружение частиц порошка, в течение которого ему сообщается необходимый импульс ударной волны прямоугольного профиля. При детонации ударная волна и продукты взрыва разгоняли порошок и вместе с ним воздействовали на исследуемый образец.

После нагружения образцы разрезались вдоль оси нагружения и изготовлялись шлифы. Изучение физико-механических свойств полученных шлифов, проводилось при помощи: металлографического анализа, рентгеновского спектрального микроанализа, растровой электронной микроскопии и др.

С помощью рентгеноспектрального микроанализа, подтверждено проникание частиц в материал образца, на глубины до тысячи исходных размеров частиц, причем эффект наблюдается при использовании образцов, с различными углами падения между нормалью ударной волны и поверхностью обработки. Микроанализ показал, наличие остановившихся частиц нитрида титана не только на поверхности, но и в объёме образцов. Диаметр частиц составляет 5 – 6 мкм, что вероятно связано с дроблением в ударной волне и при соударении с поверхностью преграды, а так же оплавлением поверхности частицы при её движении в материале образца. Так, например, в образце, с углом падения 60⁰, наблюдаются частицы на расстоянии 18 мм от поверхности обработки. При среднем размере частиц нитрида титана ~ 60 мкм, глубина проникания превышает исходный размер частиц в 300 раз.

Для разделения эффектов действия только ударной волной и потока частиц, разогнанных ударной волной, металлографическое исследование проводилось, как для образцов обработанных потоком частиц нитрида титана, так и обработанных только ударной волной. Масса, тип ВВ и схема обработки для всех образцов были одинаковые. Микроструктура образца, обработанного только ударной волной, на глубине 15мм похожа на микроструктуру исходного образца стали У8. Микроструктуру стали можно оценить по шкале для оценки микроструктуры (перлита) инструментальной нелегированной стали. Шкала включает 10 эталонов (в баллах) возможных микроструктур отожженной или высокоотпущенной стали с разным содержанием зернистого и пластинчатого перлита (по площади). Таким образом, микроструктура образцов, с углом падения 60° на глубине 2 мм, по шкале для оценки микроструктуры стали, оценивается на 4 балла – содержание зернистого перлита свыше 80% до 100%. По шкале для оценки микроструктуры стали микроструктура этих же образцов, но на глубине 15 мм оценивается на 8 баллов – содержание крупнопластинчатого перлита свыше 10 % до 50 %. В образце, с углом падения 60⁰, обработанного частицами нитрида титана, на глубине 2 мм наблюдается большое количество следов от частиц, которые имеют прерывистый характер. На глубине 15 мм у этого же образца наблюдается уменьшение количества и размеров следов от частиц. Для образцов, обработанных частицами нитрида титана оценка микроструктуры по глубинам, точно такая же, как и образцов, обработанных только ударной волной.

Таким образом, подтверждено с помощью рентгеноспектрального микроанализа явление сверхглубокого проникания частиц в образцы, с различными углами падения между нормалью ударной волны и поверхностью обработки. Показано, что проникание потока высокоскоростных частиц сопровождается изменением структуры в объеме образцов вплоть до глубины 15мм, от поверхности обработки, так как на данной глубине действие ударной волны и потока частиц порошков на структуру преграды уменьшается, хотя на данной глубине присутствуют частицы нитрида титана.

Литература:

1. Ушеренко С.М. Сверхглубокое проникание частиц в преграды и создание композиционных материалов. // Монография. Минск: НИИ ИП с ОП, 1998. - 210 с.

К ТЕОРИИ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА ФАЗ В БИНАРНЫХ РАСТВОРАХ Потапова Н.М.

Россия, Новгородский государственный университет, nadpotapova@gmail.com

ON THE INTERFACES THEORY IN BINARY SOLUTIONS Potapova N. M.

On the basis of the generalized lattice model transformed to the form of the Ginzburg-Landau-Cahn-Hilliard-like approximation the system of equations for equilibrium distributions in the multi-component condensed solutions are derived. The conditions for heterogeneity of the components distributions are obtained. The connections between components characteristics, their interactions parameters and components distributions in binary solutions are established. Equilibrium distributions of the components in binary solutions with plane interfaces are analyzed. Connection between the concentration profiles parameters, interatomic potentials characteristics and temperature is established.

Обобщённая решёточная модель (OPM) многокомпонентных конденсированных систем позволяет в явном виде учесть как различия атомных размеров компонентов (т.е. короткодействующих частей межатомных потенциалов), так и дальнодействующие части межатомных потенциалов. Равновесные состояния в OPM определяются из требования минимума функционала свободной энергии Гельмгольца *F*

$$F = \frac{1}{2} \sum_{i,j}^{m} \iint_{(V)} K_{ij}(\mathbf{r} - \mathbf{r}') n_i(\mathbf{r}) n_j(\mathbf{r}') d\mathbf{r} d\mathbf{r}' + T \sum_{i=1}^{m} \int_{(V)} n_i(\mathbf{r}) \ln\left(\frac{n_i(\mathbf{r})}{n(\mathbf{r})}\right) d\mathbf{r}$$
(1)

при дополнительном условии упаковки

$$\sum_{i=1}^{m} \omega_i \, n_i(r) - 1 = 0, \tag{2}$$

где $n_i(\mathbf{r})$ — локальная плотность числа частиц *i*-го компонента в точке \mathbf{r} , $K_{ij}(\mathbf{r} - \mathbf{r}')$ — дальнодействующая часть потенциала взаимодействия между частицами *i* и *j* компонентов, *T* — абсолютная температура в энергетических единицах, ω_i — удельный объём атомов *i*-го компонента,

m—число компонентов, *V*— объём системы, $n(\mathbf{r}) = \sum_{i=1}^{m} n_i(\mathbf{r})$. Первое слагаемое в формуле (1)

представляет собой конфигурационную часть свободной энергии, второе — энтропийный член. Условие (2) позволяет учесть короткодействующее взаимное отталкивание частиц на малых расстояниях.

Основные результаты работы состоят в следующем.

- 1. Приведение функционала (1) к функционалу типа Гинзбурга-Ландау-Кана-Хильярда (ГЛКХ), параметры которого выражаются через характеристики компонентов и их взаимодействий.
- 2. Вывод уравнений равновесного распределения компонентов, на решениях которых достигается минимум функционала типа ГЛКХ.
- 3. Установление условий, при которых в системе имеет место неоднородное распределение компонентов.
- 4. Получено точное решение уравнения, описывающего равновесное распределение компонентов в бинарных растворах в случае плоской границы раздела фаз.
- 5. Установлена связь между характеристиками межатомных потенциалов компонентов бинарного раствора и толщиной переходного слоя между фазами, как в окрестности критической точки, так и в пределе низких температур.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КЕРАМИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКОВОЙ ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ЗАЛИВКИ РАСПЛАВОМ СТАЛИ Севастьянов Г. М., Одиноков В. И., Сапченко И. Г.

Российская Федерация, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, mail@imim.ru

RESEARCH OF PECULIARITY OF CERAMIC SHELL MOLD STRESSED STATE IN A PROCESS OF STEEL MELT POURING

Sevastyanov G. M., Odinokov V. I., Sapchenko I. G.

Process of steel melt pouring in axial symmetry ceramic shell mold is consider. The differential equation system, which describe elastoplastics deformations, was construct and solved by approved numerical method. Analysing results authors note that in this case failure criterion, founded on maximum normal stresses, is not quite justifiable through a phenomenon of material softening.

В процессе литья расплавов сталей в керамическую оболочковую форму возможно ее растрескивание и разрушение вследствие больших термических и динамических нагрузок. При этом разрушение формы может произойти как во время кристаллизации металла, так и на более ранних стадиях – непосредственно во время заливки. В большинстве опубликованных работ на эту тему анализу напряженно-деформированного состояния материала формы при заливке металла не уделяется никакого внимания. В таких исследованиях начальным условием является заполненность формы расплавом, что является довольно грубым приближением.

Авторами доклада рассмотрен процесс заливки расплава стали в керамическую осесимметричную форму (рис. 1) при следующих условиях:

1) температура расплава металла во время заливки принята постоянной,

2) температура внешней поверхности формы изменяется во время заливки,

3) на внутреннюю поверхность формы действует гидростатическое давление жидкого металла Р,

4) на внешней поверхности формы задан закон трения об опорный наполнитель,

5) кристаллизации металла в процессе заливки не происходит.



Рис. 1. Осесимметричная керамическая форма

С использованием теории малых упругопластических деформаций, уравнения теплопроводности и эйлеровой системы координат, записывается система уравнений. Жидкий металл:

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33} = P,$$

$$\dot{\theta} = a_1 \Delta \theta.$$
 (1)

Форма:

$$\sigma_{ij,j} = 0, \quad (i, j = 1, 2, 3),$$

$$\sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2G \varepsilon_{ij}^{*}; \quad \varepsilon_{ij}^{*} = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon \delta_{ij}; \quad \varepsilon = \varepsilon_{ii},$$

$$\varepsilon_{ii} = 3k\sigma + 3\alpha \left(\theta_n - \theta^{*}\right), \quad \varepsilon_{ij} = 0, 5 \left(u_{i,j} + u_{j,i}\right),$$

$$\dot{\theta} = a_2 \Delta \theta.$$
(2)

Здесь u_i – перемещения, ε_{ij} – деформации, σ – гидростатическое напряжение, G – модуль сдвига формы, δ_{ij} – символ Кронекера, k – коэффициент объемного сжатия материала формы, α – коэффициент линейного расширения материала формы, a_1, a_2 – коэффициенты температуропроводности жидкого металла и материала формы соответственно, θ_n – текущая температура формы, θ^* – начальная температура формы; в формулах имеет место суммирование по повторяющимся индексам; $u_{i,j} = \partial u_i / \partial x_j$.

Система уравнений (1-2) в совокупности с заданными начальными и граничными условиями решалась апробированным численным методом. Анализ результатов расчета показывает наличие сильных осцилляций нормального напряжения σ_{22} в слоях, близких к внутренней поверхности формы в ее шаровой части вблизи оси симметрии в самые первые мгновения заливки. Колебание напряжения связано с растяжением – сжатием элемента слоя формы. Это явление ассоциируется с эффектом Баушингера, хотя там пластическая деформация одного знака ухудшает сопротивляемость материала в отношении последующей пластической деформации обратного знака. По модулю эти напряжения не превосходят пределов прочности материала формы на сжатие и растяжение, однако с этой особенностью напряженного состояния керамической формы авторы доклада связывают явление разупрочнения материала формы в области наиболее интенсивных осцилляций напряжений, ведущее к ее разрушению именно в первые мгновения заливки.

РОЛЬ МАЛЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ В ИЗМЕНЕНИИ ХАРАКТЕРА ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ

Столбоушкина О.А., Филипьев Р.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.*, Семин А.П., Громов В.Е.

Россия, ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

*Россия, Институт сильноточной электроники СО РАН, e-mail: yufi@mail2000.ru

ROLE OF LOW ELECTRIC POTENTIALS IN THE CHANGE IN THE CHARACTER OF ALUMINUM CREEP

Filip'ev R.A., Stolboushkina O.A., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F.*, Semin A.P., Gromov V.E.

Al creep acceleration on electric potential superposition was investigated experimentally. The fracture surface and side surface microrelief near fracture surface were studied by methods of scanning electron microscopy.

Известно, что внешние энергетические воздействия оказывают воздействие на характер пластической деформации металлов и сплавов. Так установлено, что импульсная токовая обработка значительно повышает ресурс выносливости сталей, существенно изменяя зеренную и дислокационную структуру. Исследований по установлению влияния электрических потенциалов на процессы пластической деформации металлов значительно меньше.

В связи с вышеизложенным, целью работы являлось изучение влияния малых электрических потенциалов на ползучесть технически чистого алюминия и анализ количественных закономерностей изменения структуры поверхности разрушения, а также установление морфологических особенностей поверхности разрушения.

Исследования проводились на отожженных при 770К в течение двух часов рекристаллизованных цилиндрических образцах Al при комнатной температуре. Исключение электрического тока через образец достигалось изоляцией всей испытательной установки от земли. Анализ поверхности разрушения осуществлялся методами сканирующей электронной микроскопии.

Использовано два способа изменения электрического состояния алюминия. Первый способ состоял в том, что к изолированному образцу, подвергаемому испытанию на ползучесть, от внешнего стабилизированного источника постоянного тока подводился положительный или отрицательный потенциал малой величины. Второй способ заключался в том, что эффект достигался, подключением к изолированному образцу пластин из металлов (Pb, Fe, Cu, Cr, Zr, Ni, Ti), имеющих отличную от алюминия работу выхода электронов. Анализ поверхности разрушения осуществлялся методами сканирующей электронной микроскопии.

Установлено, что вид зависимостей изменения скорости ползучести от потенциала в случае присоединения металлов и подключении потенциала качественно подобны. Однако, эффект изменения относительной скорости ползучести в случае подключения потенциала, задаваемого электрическим источником, более сильно выражен, чем при контакте с разнородными металлами. Влияние малых электрических потенциалов может быть объяснено в рамках представлений об электрокапиллярном эффекте, который изменяет поверхностное натяжение материала, а, следовательно, условия зарождения и движения деформационных дефектов в поверхностных слоях.

Анализ поверхности излома образцов алюминия, позволил выявить (как в воздействием потенциала, так и без него) две зоны – волокнистую зону и зону среза, что указывает на то, что разрушение алюминия происходило в условиях стабильного роста трещины. Основную площадь поверхности разрушения занимает волокнистая зона, сформированная ямками разрушения, представляющими собой половину микропоры, через которую прошло разрушение. При этом зона среза более выражена в образцах, разрушенных в условиях без наложения потенциала. Зона боковых скосов часто содержит систему овальных ямок, вытянутых в одном и том же направлении направлении сдвига (это ямки сдвига), которые преимущественно формировались при ползучести алюминия в условиях наложения потенциала. При деформации без наложения потенциала средний размер ямок вязкого излома 1,84±1,3 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома в ~1,25 раза. Одновременно с этим уменьшается и интервал существования размеров ямок: в экспериментах без потенциала максимальный размер ямок достигал 7 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению максимального размера ямок до 5 мкм. Если предположить, что глубина ямок вязкого излома пропорциональна их размеру, то можно заключить, что наложение потенциала 1 В способствует снижению вязкости разрушения технически чистого алюминия в условиях ползучести.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА РАЗРУШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ СПЕЧЁННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ Фадин В.В., Алеутдинова М.И.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, aleut@ispms.tsc.ru

EXTERNAL ELECTRIC FIELD EFFECT ON FRICTION SURFACE DESTRUCTION OF SINTERED METALLIC COMPOSITES

Fadin V.V., Aleutdinova M.I.

Wear rate and friction zone electric resistance of powder model composite based on ball bearing wastes steel and industrial produced metallic composite have been determined under sliding electric contact conditions at current density more 100 A/cm². It has been shown that surface layers deformation of testing composites leads to formation of friction induced structures having high plasticity and low roughness. Therefore friction zone realize a low wear intensity and satisfactory electrical resistance. It is established the catastrophic wear begins at current density about 200 A/cm².

Поверхностные слои (ПС) при трении скольжения находятся в сложном напряжённом состоянии. Поверхностная зона (около 10% всего деформированного слоя) наиболее напряжена. Зарождение и развитие различных форм локальной неоднородности связано с особенностями поведения ПС в процессе деформирования [1]. Деформированные ПС являются объектами разрушения материала при трении и имеют различные названия: слой Бейлби, вторичные структуры, friction induced structures и др. Обычно в зоне трения действуют также другие процессы (образование химических соединений, адгезия и др.), которые дают дополнительный вклад в деформацию и разрушение ПС. Разрушение зоны трения происходит отслаиванием вторичных структур от основного материала в случае нормального изнашивания и другими способами (адгезия, эрозия и др.) в случае более интенсивного изнашивания.

Известным способом уменьшения локальной нагрузки в пятне фактического контакта является применение твёрдой/жидкой смазки или создание материала, способного формировать сдвигонеустойчивые высокопластичные ПС. Изучение свойств таких материалов представляет научный и практический интерес. Следует отметить, что изучение поведения сдвигонеустойчивых ПС является особенно актуальным в случае введения в трибосистему нескольких видов внешнего воздействия (механического, электрического, радиационного и др.). Выходные характеристики трибосистемы, действующей в электрического, радиационного и др.). Выходные характеристики трибосистемы, действующей в электрическом поле, изучены недостаточно, особенно в условиях трения с плотностью тока более 100 А/см². Показателем разрушения поверхностного слоя в этом случае может выступать интенсивность изнашивания, а показателями степени деформирования - электросопротивление и шероховатость зоны трения. В качестве модельных материалов удобно взять композит на основе переработанной стали ШХ15 и композит, имеющий состав 43% Сu+42% Fe+10% Pb+2% Zn+графит и применяемый для серийного изготовления троллейбусных токосъёмников (далее именуемый «серийный») [2]. Наибольший интерес представляет определение плотности тока, при которой материал зоны трения в предельном состоянии.

Целью настоящей работы является определение интенсивности изнашивания, электросопротивления и шероховатости зоны трения, реализующихся при скольжении с плотностью тока выше100 А/см².

Модельный композит имел состав Cu+10oб.%графит+70oб.%ШX15, где ШX15 - сталь ШX15, переработанная из шлифовального шлама подшипникового производства. Образцы получали однократным прессованием смеси порошков при давлении 550 МПа и спекали в вакууме при температуре 1100°C в течение 2 часов.

Свойства материалов определены по стандартным методикам. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1 с модернизированным захватом образца. Нагружение осуществлено по схеме "вал-колодка" в контакте со сталью 45 (50 HRC). Путь трения составлял 9 км. Протекание электрического тока через трибоконтакт обеспечено подачей переменного напряжения с промышленной частотой 50 Гц. Плотность тока ј определена как отношение силы тока к номинальной площади трибоконтакта. Линейную интенсивность изнашивания I_h определяли как отношение изменения высоты образца (мкм) к пути трения (км).

В общем случае способность к релаксации возникающих напряжений уменьшается при уменьшении подвижности дислокаций, что вызывает неравновесность формирующейся структуры, отличной от базовой (квазиравновесной). Отклонение от равновесия реальной структуры зависит от входных

параметров нагружения, например, от природы материала, температуры и скорости нагружения. Одним из вариантов релаксации напряжений является формирование нанокристаллической структуры, возникающей в материалах (интерметаллидах и др.) с низкоподвижными дислокациями. В таких материалах может произойти также аморфизация материала в результате фазового перехода [3]. Композит на основе переработанной стали ШХ15 при нагружении скользящим токосъёмом релаксирует напряжения в зоне контакта путём фазового превращения материала поверхностного слоя и образованием квазиаморфных вторичных структур. Предполагается, что эти структуры могут деформироваться в пятнах фактического контакта по механизму вязкой жидкости. На это указывает топография поверхности трения и отсутствие следов адгезии. Частицы износа, возникающие при разрушении поверхностного слоя модельного композита, образуются вследствие образования трещин, перпендикулярных поверхности трения и имеющих длину, близкую к толщине вторичных структур. При плотности тока около 220 А/см² зависимость I_h=f(j) увеличивает наклон, что указывает на ускоренное разрушение поверхности трения. При этом не наблюдается особенностей зависимости параметров шероховатости (R_a и R_z), а также зависимости электросопротивления, приведённого к номинальной площади контакта, который принимается как единице показатель электросопротивления зоны трения. Уменьшения этого показателя при увеличении плотности тока указывает на усиление электроэрозионного механизма изнашивания.

Деформация ПС серийного композита вызывает образование плёнки вторичных структур на основе свинца в зоне трения. Эта плёнка снижает локальные механические напряжения и локальную плотность тока за счёт увеличения площади фактического контакта. Разрушение поверхности трения при этом протекает путём отслоения плёнки вторичных структур, а также за счёт образования подповерхностных трещин вдоль межфазных границ. Невысокая прочность межфазных границ обусловлена тем, что композит представляет собой прессованную смесь порошков (таблица).

Гаолица. Физические и механические своиства спеченных композитов				
Состав/свойства	НВ, МПа	σи, МПа	П, %	ρ, мкОм*м
Си-10об.%Гр-70об.%ШХ15	2050	905	12	0.24
серийный	610	142	16	0,16

Таблица. Физические и механические свойства спеченных композитов

Поэтому разрушение ПС может происходить путём отделения структурных элементов на краях образца. Этот процесс начинает действовать при увеличении электроэрозионного вида изнашивания, т.е. при плотности тока около 200 А/см². В этом случае зависимость I_h=f(j) увеличивает свой наклон, что указывает на начало катастрофического изнашивания. Параметры шероховатости R_a и R_z увеличиваются при увеличении плотности тока. Показатель электросопротивления уменьшается при увеличении плотности тока вследствие усиления дугового разряда.

Полученные данные позволяют утверждать, что деформация ПС рассмотренных металлических композитов в условиях скользящего токосъёма приводит к образованию вторичных структур, имеющих $R_a <3$ мкм, $R_z <17$ мкм. Эти значения указывают на достаточно высокую пластичность, которая приводит к относительно невысокой интенсивности изнашивания и высокой электропроводности зоны трения. Увеличение интенсивности изнашивания реализуется при плотности тока около 200 А/см².

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 09-08-00200-а проекта 3.6.1.2 программы 3.6.1 фундаментальных исследований СО РАН.

Литература

- 1. Е.А.Марченко. О природе разрушения поверхности металлов при трении. М.: Наука, 1979.- 118 с.
- 2. M.Aleutdinova, V.Fadin, S.Belyaev, V.Durakov. Wear resistance of composites based on ball bearing steel wastes in sliding electric contact /Balttrib 2007, International Scientific Conference, Proceedings, Kaunas, Lithuania, 21-23 November 2007, p.46-50.
- 3. А.М.Глезер, В.А.Поздняков. Условия формирования различных дефектных структур в процессе больших пластических деформаций. Деформация и разрушение материалов, №4, 2005.-С.9-15.

ДИССИПАЦИЯ ЭНЕРГИИ КОЛЕБЛЮЩИХСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ СВЕРХПРОВОДНИКОВ

Шушлебин И.М., Милошенко В.Е.

Россия, Воронежский государственный технический университет, shushlebin@mail.ru

DISSIPATION OF ENERGY A SUPERCONDUCTING VIBRATING REED IN THE MAGNETIC FIELD Shushlebin I.M., Miloshenko V.E.

The internal friction (Q^{-1}) of superconducting vibrating reed in a magnetic field $\sim B_{c1}$ has been studied.

При колебаниях пластин сверхпроводника второго рода в магнитном поле величиной, близкой ко второму критическому, наблюдается аномально большое затухание колебаний и изменение их частоты [1]. До настоящего времени остается неясным, связаны ли рост затухания и изменение частоты с зарождением вихрей Абрикосова или проникновением их в объем сверхпроводника (после преодоления поверхностного барьера, образованного дефектным приповерхностным слоем [2]).

Данные экспериментальные исследования проводились на установке, подобной [1,2]. Сверхпроводящая пластина закреплялась одним концом (четвертьволновой вибратор) в держателе и ее колебания возбуждались на собственной частоте пластины. Обычно ответный электрод изготавливался из стали, тогда эффекты градиента индукции в движущемся сверхпроводнике в данных экспериментах являются несущественными (зазор между образцом и электродом составляет менее 0,1 мм). С целью же изучения влияния градиента индукции возбуждались колебания сверхпроводника вблизи высокопроводящего тела – медь, или же изучалось затухание колебаний пластины из меди вблизи сверхпроводящего ниобия. Затухание определялось с помощью электронной схемы, включавшей в себя амплитудный дискриминатор. Экспериментально изучались зависимости затухания (обратная добротность Q^{-1}) и частоты f колебаний пластины от величины внешнего магнитного поля H_e при постоянной температуре (5,5 K). Образцы монокристаллического ниобия имели размеры $8 \times 2 \times 0,1$ мм³. Магнитное поле направлялось перпендикулярно большей плоскости пластины.

Результаты исследования представлены на рис. 1. В окрестности второго критического поля, как известно [1,2], наблюдаются максимумы затухания $\Delta Q^{-1}(B_e) = Q^{-1}(B_e) - Q^{-1}_0$ и частоты $\Delta f/f_0 = (f(B_e) - f_0)/f_0$, где Q^{-1}_0 и f_0 – исходные значения параметров. Наибольшее изменение частоты



приходится на область поля. гле существенное начинается возрастание затухания. Такое поведение согласуется с моделью [1,3,4], согласно которой затухание частота определяются И присутствием в объеме сверхпроводника вихрей Абрикосова, взаимодействующих с центрами пиннинга. При этом вносимое полем затухание $\Delta Q^{-1}(B_e)$, как следует из [5], необходимо отличать от прочих вкладов в затухание. Отметим, что с точки зрения механики затухание имеет своей причиной трение (внешнее или внутреннее). В условиях вакуума (~0,01 Па) речь идет о внутреннем трении, электромагнитная природа которого проявлена прямым образом.

С теоретической точки зрения, изменения затухания и частоты происходят в полях, превышающих поле перегрева

[3,4]. С целью экспериментальной проверки утверждения проведены исследования в области нижнего критического поля, результаты которых показаны на рис. 2. Обнаружено, что рост затухания колебаний в увеличивающемся поле начинается при некотором значении $B_e=B^*_{c1}$ (кривая 1). Последующее его уменьшение (обратный ход) сопровождается значительным увеличением затухания (кривая 2), причем $\Delta Q^{-1}(B_e)$ достигает максимальных значений при значениях $B_e << B^*_{c1}$.

Такое поведение обычно связывается с захватом магнитного потока и его взаимодействием с внешним полем. По этому эффекту было установлено значение величины поля, при котором в объеме сверхпроводника появляются закрепленные вихри. Сверхпроводник подвергался воздействию (включаемого) магнитного поля величиной B_e , после чего внешнее поле уменьшалось до ≈ 1 мТл, и производилось измерение величины затухания. Результат представлен кривой 3. Вплоть до значения поля $B_e=B_{c1}^*$ дополнительного затухания, вносимого захваченным потоком, не было обнаружено. Дальнейшее же увеличение включаемого поля приводило к быстрому росту затухания и лишь в полях, значительно превышающих B_{c1}^* , скорость изменения ΔQ^{-1} резко уменьшалась. Таким образом, можно предположить, что при $B_e<B_{c1}^*$ в объеме



сверхпроводника отсутствуют вихри, взаимодействующие с центрами пиннинга. Согласно представлениям о вихрей проникновении объем в условиях сверхпроводника в поверхностного существования [2] они зарождаются у барьера поверхности, где и удерживаются до достижения величины поля перегрева. При этом формируется значительный градиент индукции, по достижению поля перегрева вихри входят в объем градиент уменьшается. Можно И также отметить, что в поле Be<B^{*}c1 имеет место финитное движение вихрей в приповерхностном слое, а с ростом поля вихри преодолевают барьер, распределяются по объему сверхпроводника и взаимодействуют с центрами пиннинга. Это позволят

считать B_{c1}^* полем перегрева (начала проникновения в объем), но в таком случае, в окрестности B_{c1}^* должен существовать градиент индукции и у поверхности сверхпроводника. Такой градиент действительно был обнаружен в экспериментах с возбуждением колебаний сверхпроводящей пластины вблизи высокопроводящего тела (медного электрода) – кривая 4. В своем колебательном движении сверхпроводник будет увлекать и окружающую его область неоднородного поля. Следовательно, в лабораторной системе отсчета в пространстве вокруг такого сверхпроводника существует переменная составляющая магнитного поля; в какой-либо точке b(t) = grad B· Δx , где Δx – смещение сверхпроводника. Поместив в пространство, окружающее сверхпроводник, нормальный металл с большой проводимостью, в результате разогрева индукционными токами получим некоторое изменение упругой энергии сверхпроводника, являющейся единственным источником потерь. Для медного цилиндра длина L = 0,6 см и радиус R = 0,2 см, на уровне потерь $\Delta Q^{-1} \sim 10^{-4}$ обнаруживается дгаб R = 0.7 смещение сверхпроводника в $-1\Gamma c/c M$.

Представляемое кривой 4 избыточное затухание определяется обсуждавшейся выше полевой зависимостью градиента индукции. Градиент возникает в малых полях, достигает максимума вблизи B_{c1}^* и уменьшается в полях $B_e > B_{c1}^*$, при этом поле перегрева B_{c1}^* . Очевидно согласие наших результатов с существующими представлениями о проникновении вихрей в условиях барьера. Этот вывод был подтвержден и в обратных экспериментах, когда медная пластина совершала колебания у поверхности сверхпроводящего ниобия. В окрестности поля перегрева ниобия наблюдались аналогичные изменения затухания.

- 1. Милошенко В.Е., Пантелеев И.Н., Шунин Г.Е., Техн. электродинамика, 4, 17 (1982).
- 2. Милошенко В.Е., Воронин Б.В. ФТТ, 27,12, 3701 (1985).
- 3. Шушлебин И.М., Милошенко В.Е., Техн. электродинамика, 6, 18 (1988).
- 4. Шушлебин И.М., Милошенко В.Е., СФХТ, 3, 8, 1836 (1990).
- 5. Милошенко В.Е., Калядин О.В., Измайлов В.Ю., ЖТФ, 79, 4, 97 (2009).

III. ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
THE BEHAVIOR OF SHEAR MODULUS AND INTERNAL FRICTION IN ECAP PROSECCED Cu-0.17%Zr ALLOY AND PURE COPPER Kolyvanov E.L.¹, Kobelev N.P.¹, Estrin Y.^{2,3}

¹Institute of Solid State Physics RAS, Laboratory of Optical Strength and Diagnostics of Crystals, 142432 Chernogolovka, Russia, kolyvan@issp.ac.ru;

²ARC Centre of Excellence for Design in Light Metals, Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton 3800, Australia, juri.estrin@eng.monash.edu.au;
³CSIRO Division of Materials Science and Engineering, Clayton 3168, Australia

The influence of temperature on shear modulus and low-frequency internal friction in sub-microcrystalline Cu-0.17wt.%Zr alloy and pure copper processed by equal channel angular pressing (ECAP) was investigated in the temperature range from 100 to 550 K. An appreciable shear modulus decrease induced by ECAP was observed in both materials. It was shown that the behavior of shear modulus in the alloy and in pure copper is qualitatively the same but the temperature dependences of internal friction do differ considerably. There is an additional shear modulus decrease caused by the reversible relaxation process revealed near and below room temperature and characterized by a distributed activation energy spectrum. In pure copper, internal friction associated with this process rises monotonically with increasing temperature, while for the alloy some internal friction peaks are found in the same temperature range.

An irreversible shear modulus increase (to the values typical for coarse grained materials) occurs both in pure copper and in the alloy after heat treatments above room temperature. A definite value of the activation energy for this process was determined for pure copper. By contrast, irreversible relaxation in Cu-0.17%Zr was shown to be characterized by a distributed activation energy spectrum. The spectrum shape was obtained.

Possible mechanisms responsible for the anomalous behavior of the elastic moduli and the internal friction in ECAP processed materials are discussed.

NANOSTRUCTURAL MATERIALS: PRODUCTION, STRUCTURE, HIGH STRAIN RATE SUPERPLASTICITY Myshlyaev M.M.^{1,2}, Kulak M.M.³, Pashinskaya E.G.⁴

^{1,2}Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of RAS, Russia, myshlyae@issp.ac.ru ³Institute of Technical Acoustics of NASB, Belarus, mmk_vit@mail.ru ⁴Donetsk institute for physics and engineering, Ukraina, pashinska@mail.ru

The structure of rods subjected to the equal-channel angular (ECA) pressing has been studied by X-ray diffraction, transmission and scanning electron microscopy, back electron scattering diffraction and orientation image microscopy. A fine-grained structure has been shown to form in the process of pressing. A largest number of grains demonstrate the formation of a dislocation substructure and subgrains.

A mechanical behavior has been studied for ECA pressed samples having different structural states. Temperature and strain rate conditions to attain ultimate strains to failure have been defined for samples of each structural state. It has been shown that samples with a developed substructure are subject to a superplastic (SP) straining. Contrary to the expectations the ductility of finest-grained samples turned out low. It has been found that the ultimate SP straining to failure is characteristic of samples subjected to 10-pass ECA pressing at 370°C. It complies with the strain rate of 10^{-2} s⁻¹ at 370°C. Its greatest value was ~2000%.

Mechanical behaviour of the alloy has been studied in SP straining conditions. Multistage high strain rate of SP strain has been shown. Dependencies of the true strain rate on temperature, the true stress and true strain for the straining during hardening stage and softening stage have been established. The activation energies and the coefficients of strain rate sensitivity of stress (m), which characterize these stages, have been determined. It has been shown that the strain up to ~2000% corresponds to this alloy and m = 0.45 for both stages. These parameters correspond to SP flow.

It has been established that the hardening stage deformation has the strain rate $\sim 10^{-2}$ s⁻¹ and is controlled by volume self-diffusion. This is typical for SP deformation by intra-grain sliding. Dynamical recrystallization on sub-grain level corresponds to this stage. It has been established, that during the softening stage the strain rate is $\sim 10^{-4}$ s⁻¹ and is controlled by grain boundaries self-diffusion. This is typical for SP deformation of fine-grain materials, which is caused by grain boundary sliding.

Structural behavior by SP straining conditions has been studied. The data showing intra-grain sliding during the hardening stage and dynamic recrystallization with participation of grain boundary sliding and migration during the softening stage have been obtained.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ СВС-ЭКСТРУЗИИ

Бажин П.М., Столин А.М. Россия, Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем

материаловедения PAH, olimp@ism.ac.ru

FEATURES PRODUCE OF MATERIALS WITH SUBMICRONIC STRUCTURE BY SHS-EXTRUSION

Bazhin P.M., Stolin A.M.

In work are produced ceramics materials with nano-structure by method SHS-extrusion. It is shown that in formation of a microstructure materials defining role is played by process of burning in mode SHS (self-propagating high-temperature synthesis) and the subsequent deformation. The received materials possess uniform distribution of phases on volume the sample, low porosity (5%) and high microhardness (to 2100 kg/mm²).

Перспективным представляется получение наноразмерных элементов структуры композитной керамики за счет сочетания процесса горения экзотермической смеси исходных компонент со сдвиговым пластическим деформированием. Это сочетание реализуется в условиях что вносит ряд совершенно новых особенностей в процесс метода СВС-экструзии, структурообразования материалов. Ранее наиболее распространенными объектами СВС-экструзии были синтетические твердые инструментальные материалы (СТИМ), содержащие износостойкую составляющую (карбиды, бориды) и связующий металл или сплав. Пластичность такого рода металла обусловлена именно наличием связки, которая при достаточно высоких температурах играет роль смазки, облегчающей скольжение частиц твердой основы. В настоящей работе впервые показана возможность получения изделий методом СВС-экструзии из композитной керамики, содержащей износостойкую составляющую и оксиды (без металлической связки).

Принципиальная схема процесса СВС-экструзии представлена на рисунке. Сущность процесса заключается в следующем. Предварительно спрессованная шихтовая заготовка 1 помещается в пресс-форму, инициируется волна горения вольфрамовой спиралью и проходит процесс СВС. После определенного времени задержки происходит продавливание синтезированного материала через формующую матрицу 2. Экструдированные образцы 3 представляют собой цилиндрические стержни диаметром 3...8 мм и длиной до 300 мм.

Методом гидростатического взвешивания было определено, что открытая пористость экструдированного керамического материала составляет не более 5%. В ходе экструзии происходит



объемное деформирование синтезированного материала под действием нормальных и радиальных напряжений, которое обеспечивают наибольшую степень деформации. Также экструзия обеспечивает «залечивание» расслойных трещин и других дефектов.

Микротвердость полученных материалов по Викерсу при нагрузке 100 H в разных точках по длине (5 замеров) и сечению (4 замера) образца составляет 1800...2100 кг/мм². Следует отметить, что полученные композитные керамические наноструктурные материалы имеют значения микротвердости на уровне специальных марок твердых сплавов и режущей керамики. Важно, что разброс по значениям микротвердости мал (не превышает 10%), что указывает на равномерное распределение структурных составляющих материала по объему.

Работа выполнена при финансовой поддержке России в рамках Аналитической ведомственной программы «Развитие научного потенциала высшей школы», код РНП. 2. 2. 1. 1. 5355.

ФАКТОРЫ И МЕХАНИЗМЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПРЕДЕЛЬНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЁРЕННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ В ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЯХ В ПРОЦЕССЕ ИПД

Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

abat@ispms.tsc.ru

FACTORS AND THE MECHANISMS DEFINING GRAIN REFINEMENT LIMIT IN INTERMETALLICS UNDER SPD Baturin A.A., Lotkov A.I., Grishkov V.N. Russia, Institute of Physics and Materials Science, Siberian Branch of RAS

Theoretical and experimental results researches of evolution crystal structure defects and their role in grain refinement to nanocrystalline scale level in alloys under severe plastic deformation are analyzed. It is noted, that models in which the role of point defects in structure refinement processes are taken into account, describe the experimental regularities obtained by traditional and nuclear-physical methods more correctly.

В работе рассмотрены результаты теоретических и экспериментальных исследований эволюции дефектов кристаллического строения и их роли в процессах измельчения зёренной структуры до наноструктурного масштабного уровня в металлических сплавах при интенсивной пластической деформации (ИПД). Отмечается, что модели, в которых учитывается роль точечных дефектов в процессах структурообразования, более правильно отражают экспериментальные наблюдения традиционными (электросопротивление, дифференциальная сканирующая калориметрия) и ядерно-физическими методами (позитронная аннигиляционная спектроскопия-ПАС, возмущённые угловые корреляции-ВУК, спин-решёточная релаксация).

Известно, что ИПД приводит к измельчению исходной крупнозёренной структуры металлов, сплавов и интерметаллических соединений вплоть до наномасштабного уровня. Механизмы измельчения зерен в чистых металлах и твёрдых растворах, не испытывающих структурных переходов, на микроструктурном масштабном уровне изучены достаточно детально. Разработаны модели, основанные в основном на дислокационно-дисклинационных механизмах, которые достаточно неплохо согласуются с экспериментом (модель Эстрина-Тота, модель Г. Малыгина и др.). Эксперименты по оценке концентрации вакансионных дефектов (с_v) показали, что после ИПД методами равноканального углового прессования и кручением под высоким давлением в чистых металлах Cu, Ni, Ti сv может достигать величины 10⁻⁴, что сравнимо с величиной, которая существует вблизи температуры плавления металлов (Е.Шефлер, Е. Корзникова и др.). Важный результат, который следует из эксперимента – концентрация вакансионных дефектов выходит на насыщение с ростом деформационного воздействия. Одним из факторов, способствующих накоплению вакансий, является гидростатическая компонента давления, возникающая при ИПД. Такая высокая концентрация вакансий даёт значительный вклад в общую накопленную упругую энергию. Например, в Си он составляет около 50 % (Е. Перелома и др.). То есть необходимо учитывать роль вакансионных дефектов в моделях измельчения зеренной структуры. Такие модели в настоящее время уже развиваются (М. Цехетбауэр и др.).

Однако многокомпонентные сплавы характеризуются сложным фазовым и структурным состоянием. При воздействии ИПД могут развиваться процессы формирования и растворения фаз, механизмы которых остаются предметом дискуссий (А.Ермаков, В. Сагарадзе и др.). Тем не менее, отмечается большая роль точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов) в этих процессах (Б. Хина, В. Гапонцев и др.).

В интерметаллических соединениях (NiAl, Ni₃Al, TiNi, TiFe и др.) которые имеют высокую степень атомного порядка, при воздействии ИПД возможна потеря дальнего порядка, вплоть до аморфизации исходной кристаллической структуры. Достаточно хорошо разработаны механизмы аморфизации интерметаллидов при радиационном воздействии (Дж.Бримхал и др.). Считается, что главным фактором здесь является накопление как вакансионных дефектов, так и антиструктурных атомов (атомов на чужой подрешетке), которые увеличивают свободную энергию дефектной системы. Когда свободная энергия аморфного состояния становится ниже, чем кристалла с дефектами появляется термодинамический стимул для фазового перехода кристалл-аморфное состояние. Если же температура, при которой происходит воздействие, достигает такой величины, при которой вакансии становятся подвижными, аморфизация становится невозможной. В случае

воздействия на интерметаллид ИПД процессы становятся более сложными, так как образуется очень высокая концентрация дислокационных дефектов. Некоторые авторы считают эти дефекты основными, способствующими аморфизации (Хуанги и др.). Однако ядерно-физические методы убедительно демонстрируют, что кроме дислокаций при ИПД интерметаллидов образуется концентрация точечных дефектов значительно более высокая, чем в чистых металлах. Так, например, в соединениях с В2 структурой (NiAl, FeAl, PdIn) методом ВУК показано, что концентрация вакансий может достигать нескольких процентов. Дело в том, что некоторые интерметаллиды при отклонении от стехиометрического состава содержать до нескольких процентов точечных дефектов с сохранением исходной кристаллической решётки. Причём это вакансии преимущественно одного типа (в NiAl это вакансии на подрешетке, занятой атомами Ni), концентрация которых достигает стадии насыщения при увеличении ИПД. Одновременно с этим образуется большое число антиструктурных атомов, концентрация которых увеличивается без стадии насыщения. Это приводит к уменьшению степени дальнего атомного порядка и последующей аморфизации. Вклад от точечных дефектов в величину накопленной упругой энергии при этом становится сравнимой с энергетической разницей кристалл-аморфное состояние. По нашему мнению в пользу того, что аморфизация при ИПД обусловлена накоплением высокой концентрации точечных дефектов, говорит совпадение температур обратного перехода аморфное состояние-кристалл при деформационном и радиационном воздействии, а сама эта температура соответствует той, при которой становятся подвижными вакансии (для TiNi это примерно 400К).

Переход в аморфное состояние является предельным случаем измельчения исходной зёренной структуры интерметаллических сплавов. Однако, если имеется возможность диссипации упругой энергии за счёт других каналов, например, массопереноса усиленного неравновесными вакансиями, созданными при ИПД, или свободными объёмами на большеугловых границах зёрен, измельчение исходной зёренной микроструктуры заканчивается при некотором минимальном значении dm. Величина dm определяется рядом факторов. Предельное измельчение зависит как от способа ИПД (РКУП, авс-прессование, кручение под высоким давлением, шаровые мельницы и пр.), так и от температуры деформации. Обычно, чем выше эта температура, тем больше dm. Важна также скорость деформации, которая будет определять время релаксационных процессов. Несомненна роль параметров, определяющих особенности межатомного взаимодействия, характер химической связи материалов.

В работе анализируются различные модели, имеющиеся в литературе для оценки dm, основанные на разных механизмах измельчения. На основе собственных результатов исследования измельчения зеренной структуры в сплавах на основе интерметаллического соединения TiNi, сделаны оценки dm по модели, учитывающей диффузионную диссипацию внешних напряжений по неравновесным границам зёрен с избыточным свободным объёмом для разных способов деформирования. Для случаев ИПД методами РКУП и авс-прессования получено неплохое согласие оцененной dm с экспериментом.

Работа поддержана программой СО РАН (проект №3.6.1.1), грантами РФФИ №09-08-90420-Укр-ф.-а и №08-08-00515 и программой Президиума РАН № 18.2.

РАССЛОЕНИЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Ni-Fe-La Бахтеева Н.Д., *Васильев А.Л., Тодорова Е.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, *Учреждение Российской академии наук Институт кристаллографии имени А.В. Шубникова РАН, Москва, nbach@imet.ac.ru

PHASE SEPARATION AND NANOCRYSTALLIZATION OF AMORPHOUS AL-NI-FE-LA ALLOYS <u>Bakhteeva N.D.</u>, Vasiljev A.L., Todorova E.V.

In recent years growing attention of researchers has been focusing on possibility of receiving various metal materials with unique physical-mechanical properties by creation of nanostructural states. One of the perspective ways of nanostructuring is nanocrystallization of amorphous alloys in the conditions of thermal and/or deformation influences.

В последние годы все возрастающее внимание исследователей привлекает возможность получения уникальных физико-механических свойств различных металлических материалов путем создания в них наноструктурных состояний. Одним из перспективных способов наноструктурирования является нанокристаллизация аморфных сплавов в условиях термического и/или деформационного воздействий.

Известно, что в аморфно-нанокристаллических алюминиевых сплавах такие характеристики как прочность и пластичность существенно превышают эти характеристики в исходно аморфном состоянии [1]. Изысканию способов получения оптимальной аморфнонанокристаллической структуры и изучению механизмов нанокристаллизации в аморфных сплавах системы Al-Fe-Ni-La посвящено настоящее исследование.

Для понимания кинетики кристаллизации богатых алюминием аморфных сплавов, легированных переходными (Ni, Fe) и редкоземельным (La) металлами в различных соотношениях, изучали процессы нанокристаллизации в условиях непрерывного нагрева (в калориметре SETARAM DSC 111), а также после изотермического отжига в интервале температур 150-400°С и интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением (ИПД) с переменными параметрами (P=4...8 ГПа, ϕ =45...360°х6). Структуру сплавов после обработки исследовали методами рентгеноструктурного анализа (Дифрактометр ДРОНЗН) и трансмиссионной электронной микроскопии на микроскопах JEM 200CX, ТеспаiG230SR, TEM/STEM и TITAN 80-300, оборудованных приставкой EDAX для рентгеновского энергодисперсионного микроанализа.

Установлено, что в сплавах исследованных композиций после высокоскоростной закалки (скорость охлаждения 10⁶ К/с) формируется рентгеноаморфная структура, которая подробно описана в работе [2]. После указанных видов обработки (непрерывный нагрев, изотермический отжиг или ИПД) в аморфной матрице развивается кристаллизация с образованием многофазной структуры, в состав которой входят интерметаллиды различных типов и кристаллический алюминий. Независимо от типа обработки кристаллизации предшествует расслоение по типу спинодального распада на две аморфные составляющие, что показано методами электронной микроскопии и рентгеновского энергодисперсионного анализов. В структуре формируются спинодальные кластеры размером 10...20 нм, центры которых обогащены алюминием, а пограничные области содержат повышенное количество никеля и лантана. Построены карты распределения легирующих элементов Ni, La, Al в сплавах после различных типов обработок. Неоднородность в распределении железа в сплавах не обнаружена. Этот факт вероятно, обусловлен повышенной величиной сил межатомного взаимодействия в парах Fe-Al, что затрудняет диффузионное перераспределение атомов железа в аморфной матрице.

Расслоение, предшествующее кристаллизации, снижает свободную энергию системы до момента установления равновесной концентрации элементов в каждой аморфной составляющей. Повышенная концентрация никеля в одной из них приводит к снижению ее температуры кристаллизации. В связи с этим частичная кристаллизация при отжиге или ИПД начинается в пограничных областях кластеров с образованием нанозерен размером порядка 3...5 нм. В центральных объемах кластеров при этом сохраняется аморфная структура. Таким образом, при низкотемпературном отжиге или малых степенях деформации при ИПД формируется структура типа «ожерелья», для которой характера

аморфная сердцевина, окруженная цепочками наноразмерных кристаллических зерен. Электронномикроскопический анализ с применением методики прямого разрешения решетки показал, что нанозерна не являются кристаллическим алюминием, а представляют собой метастабильные интерметаллиды на основе Ni, La, Al, тип которых однозначно не установлен.

По мере повышения температуры отжига или степени деформации при ИПД кристаллизация развивается во второй аморфной фазе, обогащенной алюминием. Формируется многофазная аморфно-нанокристаллическая структура, в состав которой входят как кристаллический алюминий, так и интерметаллиды на основе Al-Ni, Al-La, Al-Fe.

Расслоение аморфной матрицы на две аморфных составляющих различного композиционного состава, которые имеют отличающиеся температуры кристаллизации, объясняет наличие двух экзотермических пиков тепловыделения на термограммах, обусловленных двухстадийной кристаллизацией при непрерывном нагреве аморфных сплавов. Показано, что изменение параметров внешнего воздействия (температуры и времени отжига, давления и степени деформации при ИПД) оказывает существенное влияние на степень развития кристаллизации, фазовый состав, дисперсность структурных составляющих и, соответственно, микротвердость как структурно зависимую характеристику.

Таким образом, комплексное рентгеноструктурное и электронномикроскопическое исследование с применением микроанализа показало, что в аморфных сплавах на основе Al (85 ат. %), легированных Ni (7-9 ат. %), La (4-5 ат.%), Fe (1-4 ат. %), как при отжиге, так и при ИПД структурные превращения развиваются по схеме: расслоение при типу спинодального распада аморфной матрицы на две аморфные составляющие различного композиционного состава → образование наноразмерной фрагментированной структуры → частичная нанокристаллизация в аморфной фазе, обогащенной никелем с образованием структуры типа «ожерелья» → частичная или полная нанокристаллизация в аморфной фазе, обогащенной алюминием.

Литература

1. Inoue A., Kimura H. High-Strength Aluminum Alloys Containing Nanoquasicrystalline Particles // Materials Science Enginiaring, A. 2000. V. 286. P. 1-10.

2. Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Попова Е.В. Фазовые и структурные превращения в аморфных алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации. Материалы I Международной конференции «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества» г. Суздаль, 29 сентября-3 октября 2008 г. Перспективные материалы 2008, с. 1-5.

О КОРРЕКТНОЙ МЕРЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СМК- И НАНОМАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Бейгельзимер Я.Е., Прокофьева О.В., Кулагин Р.Ю.

Украина, Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, prokofok@mail.ru

ABOUT THE CORRECT MEASURE OF DUCTILITY FOR ULTRAFINE GRAINED AND NANO-MATERIALS, OBTAINED WITH SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Beygelzimer Y.Y., Prokofyeva O.V., Kulagin R.Y.

It is shown that for ultrafine grained materials obtained with severe plastic deformation, the value of elongation up to fracture δ does not determine ductility, while the reduction of area up to fracture ψ does determine it. Mechanical tests show that for a commercial grade titanium that underwent Twist Extrusion, the value of ψ , and thus ductility, is higher in the ultrafine grained state than in the coarse-grained state.

По определению пластичность - это способность материала пластически деформироваться до разрушения. Количественной мерой пластичности является степень деформации, которую материал может накопить до разрушения. Она зависит как от самого материала, так и от условий деформации: температуры, давления, схемы напряженного состояния и т.д [1, 2].

Из стандартных параметров, принятых в материаловедении и машиностроении, для крупнокристаллических материалов используют относительное удлинение до разрыва δ и относительное сужение в шейке образца ψ . Величина равномерного удлинения до образования шейки δ_p не является характеристикой пластичности потому, что не связана с разрушением материала [3]. Она характеризует момент потери устойчивости конструкций и определяется интенсивностью деформационного упрочнения материала.

Для оценки величины пластичности крупнокристаллических материалов в равной степени могут использоваться параметры ψ и δ . Различие между ними становится существенным, когда речь заходит о субмикрокристалличсеких (СМК) металлах, получаемых методами интенсивных пластических деформаций (ИПД). Такие материалы, благодаря своим структурным особенностям, привлекают к себе внимание многих исследователей, в связи с чем актуальность приобретает вопрос использования корректной меры пластичности при анализе экспериментальных данных. Невнимание к данному вопросу привело к возникновению неоднозначной ситуации вокруг пластических свойств СМК материалов, которую можно встрерить сейчас в публикациях по ИПД.

Рассмотрев растяжение стандартного образца круглого сечения как двухстадийный процесс, на первой стадии которого происходит равномерная деформация, на второй – деформация сосредоточена в области шейки, мы получили в первом приближении соотношение связи между стандартными параметрами на растяжение:

$$\delta = \delta_p + \frac{\ln_0}{L_0} \left(\frac{3}{1 + \sqrt{1 - \psi}\sqrt{1 + \delta_p} + (1 - \psi)(1 + \delta_p)} - 1 \right)$$

где ln_0 - длина области образца, в которой начинается формирование шейки, L_0 - начальная расчётная длина образца.

Данное соотношение показывает, что δ включает в себя два слагаемых, первое из которых (δ_p) определяется лишь показателем степени в законе деформационного упрочнения материала, а второе, кроме того, зависит от ψ , т.е. от пластических свойств материала. Для металлов в СМК состоянии характерна малая интенсивность деформационного упрочнения, что приводит к значениям δ_p гораздо меньшим, чем в крупнокристаллическом состоянии. При этом оказывается, что даже возможное увеличение пластичности по показателю ψ , приводящее к увеличению второго слагаемого, не спасает ситуацию, и величина δ в СМК состоянии значительно меньше, чем в

слагаемого, не спасает ситуацию, и величина δ в Смік состоянии значительно меньше, чем в крупнокристаллическом. Сказанное иллюстрирует рис.1, на котором приведены графики зависимости δ от ψ при разных значениях δ_p (в расчетах принято $ln_0/L_0 = 0.2$, что по порядку величины соответствует экспериментам для десятикратных образцов).

DFMN-2009



Рис.1 Графики зависимости δ от ψ при разных значениях δ_n .

Таким образом можно заключить, что параметр δ не отражает свойство пластичности СМК материалов, так как в значительной степени определяется малой интенсивностью их деформационного упрочнения. В отличие от δ , это

свойство отражает параметр *ψ*, что можно показать, рассмотрев одноосное растяжение цилиндрического образца. Величина эквивалентной деформации e_u для момента разрушения в наименьшем сечении шейки определяется по формуле:

$$e_u = \ln \left(\frac{D_0}{Dn_f}\right)^2 = -\ln(1 - \psi)$$

где D_0 - начальный диаметр образца, Dn_f - диаметр

наименьшего сечения шейки в момент разрушения.

Это соотношение показывает, что величина ψ однозначно определяет эквивалентную деформацию, которую материал может накопить до разрушения, т.е. является мерой пластичности. Заметим, что в области шейки реализуется сложное трёхосное напряженное состояние, которое относится к классу жестких [1, 2], и, следовательно, ψ является мерой пластичности материала в области жестких напряженных состояний.

Испытания на растяжение технически чистого титана BT1-0, в котором методом винтовой экструзии [4] была сформирована СМК структура, показали, что изменение его пластичности по показателю // имеет немонотонный характер. Снижение этого параметра на первых проходах винтовой экструзии в последующем сменяется интенсивным повышением вплоть до значений, превышающих исходное (крупнокристаллический титан). Однако данный эффект повышения пластичности практически не индексируется показателем δ , из-за значительного уменьшения интенсивности деформационного упрочнения и, связанного с этим, падения δ_p (рис.2).

Приведенные данные иллюстрируют сделанный выше вывод о том, что параметр относительного удлинения до разрыва δ не отражает свойство пластичности СМК материалов. Корректной мерой их платичности при жестких напряженных состояниях является параметр относительного сужения в шейке после разрыва ψ .



Рис.2 Зависимости равномерного удлинения (а), относительного удлинения до разрушения (б), относительного сужения (в) от величины деформации при винтовой экструзии для сплава BT1-0.

ЛИТЕРАТУРА

1. Огородников В.А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. – К.: Вища шк. Головное изд-во, 1983. – 175с.

2. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986. – 688с

3. ASTM E8 / E8M - 08 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

4. Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхи., Д.В. Орлов, С.Г. Сынков. – Донецк: ТЕАН, 2003. – 87с.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ РАВНОКАНАЛЬНЫМ МНОГОУГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ НА СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА НИОБИЙ-ТИТАН

Белошенко В.А.¹, Матросов Н.И.¹, Чишко В.В.¹, Гайда Д.², Дьяконов В.П.^{1,3}, Пехота С.³ ¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, 83114, Донецк, ул.

Р.Люксембург 72, Украина, e-mail: chishko@ukr.net

² Международная лаборатория сильных магнитных полей и низких температур, ул. Гайовича 95, 53-421, Вроцлав, Польша

³Институт физики ПАН, аллея Лотников 32/46, 02-668 Варшава, Польша

INFLUENCE OF THE VALUE OF DEFORMATION BY EQUAL-CHANNEL MULTI ANGULAR PRESSING ON PROPERTIES OF SUPERCONDUCTORS BASED NIOBIUM-TITANIUM ALLOY

Beloshenko V.A.¹, Matrosov N.I.¹, Chishko V.V.¹, Gajda D.², Dyakonov V.P.^{1,3}, Piechota S.³

¹A.A. Galkin Donetsk Institute for Physics and Engineering, National Academy of Sciences, 83114 Donetsk, R.Luxemburg str. 72, Ukraine

²International Laboratory of High Magnetic Fields and Low Temperatures, ul. Gajowicka 95, 53-421 Wroclaw, Poland

³Institute of Physics, Polish Academy of Sciences, Al. Lotnikow 32/46, 02-668 Warsaw, Poland

Influence of the preliminary deformation by using the equal-channel multi angular pressing (ECMAP) combined with hydroextrusion, drawing and thermal treatment on structure and physics-mechanical properties of Nb + 60 at. % Ti alloy and NbTi-based superconducting wire has been investigated. The rational regime of the ECMAP deformation has been determined to result in the improved functional properties of the alloy.

Широкое применение сверхпроводников в науке и технике обосновывает необходимость проведения исследований по разработке альтернативных методов их изготовления, поскольку традиционные способы, основанные на методах пластической деформации с монотонным формоизменением заготовки, в значительной мере исчерпали свои возможности. Нетрадиционные методы пластической деформации, такие как реверсивное кручение, знакопеременный изгиб, равноканальное многоугловое прессование и др. позволяют обрабатывать заготовку с промежуточными разгрузками, сменой знака (направления) деформации и сохранением исходных формы и размеров [1, 2]. При этом достигается высокая степень измельчения и гомогенизации структуры, что приводит к изменению физико-механических характеристик [3, 4]. Цель настоящей работы – исследовать влияние величины предварительной деформации методом РКМУП и термообработки на структуру, фазовый состав сплава NbTi и свойства сверхпроводящей проволоки на его основе.

В качестве исходных заготовок использовали биметаллические горячепрессованные прутки сплава Nb + 60 ат.% Ti (60T) в медной (M0б) оболочке диаметром 15 мм. Часть заготовок деформировали методом гидроэкструзии (ГЭ) в 3 перехода до диаметра 3,6 мм с единичной степенью деформации $e \le 1,2$, а затем волочили с частными деформациями $e \le 0,2$ для получения сверхпроводящей проволоки диаметром 0,3 мм. Другую часть заготовок подвергали РКМУП с накопленной величиной деформации e = 3,28; 6,56, 9,84 и 13,12, после чего деформировали ГЭ и волочением по указанным выше режимам и маршрутам с суммарной величиной монотонного формоизменения e = 7,82. Измерения физико-механических характеристик осуществляли на образцах в деформированном и термообработанном состояниях.

Как известно, изменение функциональных свойств сверхпроводников после деформации и ТО связано с изменением структуры сверхпроводящего материала, размеров субструктурных элементов и плотности дефектов, при этом наибольшее влияние на увеличение плотности критического тока оказывает распад β -твердого раствора с выделением α - фазы. Применение РКМУП со степенью деформации e = 9,84 приводит к возрастанию объемного содержания α -фазы с 3 до 7 %. Установлена степень деформации РКМУП (e = 9,84), при которой объемное содержание α -фазы достигает максимальной величины. Исследования структуры сплава NbTi показали, что после комбинированной обработки с применением РКМУП формируется однородная по объему наноструктура с равноосными зернами размером 50...200 нм [3, 4]. Размер областей когерентного рассеяния уменьшается с ростом величины накопленной деформации РКМУП и составляет для e = 9,84 и e = 13,12 соответственно 60 и 55 нм. Зависимость микронапряжений II рода от степени деформации РКМУП носит немонотонный характер с минимумом при e = 9,84 ($\Delta a/a = 1,72 \cdot 10^{-3}$).

Наблюдаемый характер зависимости обусловлен, вероятно, особенностями формирования и реорганизации дислокационной структуры сплава при смене схемы деформирования, приводящими в одном случае (при $e \le 9,84$) к уменьшению накопленной плотности дислокаций, а в другом (e > 9,84) – к повышению их плотности.

Зависимость микротвердости сплава 60Т от величины деформации РКМУП коррелирует с изменением содержания α -фазы. Наблюдаемый немонотонный характер зависимости микротвердости сплава от температуры ТО обусловлен конкуренцией двух механизмов: упрочнения, связанного с уменьшением размера зерен и выделением вторичных фаз, и разупрочнения, обусловленного снижением микронапряжений в сплаве. При этом образцы, полученные с применением РКМУП со степенью деформации e = 9,84, имеют более высокие абсолютные значения микротвердости. Тенденции, обнаруженные для микротвердости, сохраняются и для предела прочности и относительного удлинения. Испытания на растяжение проволочных образцов показали, что при варьировании степени деформации методом РКМУП максимально высокий комплекс прочностных и пластических свойств сплава обеспечивается при e = 9,84.

Проволочные образцы сверхпроводника, полученные с применением РКМУП, имеют более высокие токовые характеристики во всем исследованном диапазоне магнитных полей (1 - 10 Tл) по сравнению со сверхпроводником, изготовленным без применения РКМУП. Зависимости плотности критического тока проволоки от величины деформации РКМУП – немонотонные, с максимумом при e = 9,84 (см. рисунок). Накопление деформации РКМУП до e = 9,84 в сочетании с заключительной термообработкой (400 °C, 1 час) приводит к повышению плотности критического тока в 2 раза.



Зависимости плотности критического тока биметаллического сверхпроводника на основе сплава 60Т от величины деформации РКМУП.

Исследованные технологические схемы изготовления сверхпроводника характеризуются различной объемной силой пиннинга F_p . Образцы, полученные с применением РКМУП, и в деформированном, и термообработанном (400 °C, 1 час) состояниях характеризуются более высокими значениями силы пиннинга. Максимум F_p наблюдается при величине деформации РКМУП e = 9,84. Эффективность пиннингования связывается с формированием в сплаве наноструктурного состояния.

Данные результаты свидетельствуют об эффективности преобразования структуры под воздействием РКМУП. Дополнительное накопление деформации за счет РКМУП в оптимальном режиме приводит к формированию более совершенной структуры материала [3, 4], обеспечивающей увеличение вязкого трения движущихся вихрей Абрикосова и в результате этого увеличение критического тока. Нанозерна, границы зерен и нанодисперсные выделения α-Ті являются эффективными центрами пиннинга, при этом размеры структурных неоднородностей, возможно, соизмеримы с размерами решетки магнитных вихрей.

Работа была выполнена при поддержке Minister Nauki i Szkolnictwa Wyzszego (Poland) (проект NN 508392035)

- 1. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Объемные наноструктурные металлические материалы, ИКЦ «Академкнига», Москва, 2007, 398 с.
- 2. Лякишев Н.П., Алымов М.И., Добаткин С.В. Объемные наноматериалы конструкционного назначения, Металлы, 2003, № 3, с. 3-16
- Т.Е. Константиновна, В.А. Белошенко, В.З. Спусканюк, Н.И. Матросов, В.А. Глазунова, Л.В. Лоладзе. Электронномикроскопические исследования структуры NbTi сплава, деформированного методом равноканального многоуглового прессования. Тезисы 9-й Международной конференции «Высокие давления – 2006. Фундаментальные и прикладные аспекты.», Донецк: Норд-Пресс, 2006, с. 145
- 4. Н.И. Матросов, В.В Чишко, В.П. Дьяконов, Н.Г. Кисель, Е.А. Павловская, Л.Ф. Сенникова, О.Н. Миронова, Э.А. Медведская Влияние величины деформации равноканальным многоугловым прессованием на структуру и свойства сплава NbTi. ФТВД, 2008, т. 18, № 3, С. 98-103

МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 10 ПРИ КОМНАТНОЙ И НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ Валиев Р.З.¹⁾, Клевцова Н.А.²⁾, Семенов В.И.¹⁾, Клевцов Г.В.²⁾, Мурашкин М.Ю.²⁾, Фесенюк М.В.²⁾, Задорожный В.Ю.³⁾

¹⁾ Россия, ИФПМ при Уфимском государственном авиационном техническом университете, RZValiev@mail.rb.ru

²⁾ Россия, Оренбургский государственный университет,

Klevtsov11948@mail.ru

³⁾ Россия, Государственный технологический университет (Московский институт стали и сплавов)

THE MECHANISM OF IMPACT DESTRUCTION NANOSTRUCTURAL STEEL 10 AT ROOM AND LOW TEMPERATURES Valiev P.3., Klevtsova N.A., Semenov V.I., Klevtsov G.V., Murashkin M.Y.,

Fesenyuk M.V., Zadorojnyi V.Y.

The mechanism of impact destruction the nanostructural steel 10 received after equal-channel angular pressing (ECAP) is studied. Quantity of passes 4 and 6. Impact tests of samples with the V-shaped concentrator of a pressure were conducted at temperatures 20, -70 and -196 ^oC. Mechanical tests have shown, that impact strength of steel (KCV) with downturn of temperature from 20 up to-196 ^oC decreases with 0,49 MDj/m² up to 0,16 MDj/m². At low temperatures the crack propagation not perpendicularly surfaces of samples, and under a sharp corner to its lateral surfaces. Fracture surfaces were investigated by macro and micro fractographic and X-ray methods.

Целью данной работы является изучение механизма разрушения наноструктурированной стали 10, полученной после равноконального углового прессования (РКУП). Количество проходов 4 и 6. Ударные испытания образцов с V-образным концентратором напряжения проводили при температурах 20, -70 и -196 ^оС. Определяли ударную вязкость стали КСV. Изломы изучали методоми макро-, микрофрактографии и рентгеноструктурного анализа.

Механические испытаний показали, что ударная вязкость (КСV) наноструктурированной стали 10 с понижением температуры уменьшается и практически не зависит от количества проходов РКУП (см. табл.).

Температура испытания	20 °C	-70 °C	-196 ⁰ C
4 прохода	0,49	0,22	0,16
6 проходов	0,44	0,20	0,17

Таблица. Значение ударной вязкости (КСV) наноструктурированной стали 10 в зависимости от температуры испытания и количества проходов РКУП

Все изломы стали 10 после 4 проходов РКУП – матовые (рис. 1 а-в). На поверхность изломов видны параллельно расположенные гребни. Поверхность изломов, полученных при температурах -70 и -196 ^оС расположена под углом примерно 45[°] к оси образца. Обращает на себя внимание тот факт, что на поверхности низкотемпературных изломов можно наблюдать чередующиеся светлые и темные макрополосы (рис. 1 б, в). Изломы, полученные после 6 проходов РКУП (рис. 1 г-е), более гладкие; отличаются меньшим размером гребней. Угол наклона поверхности всех изломов к оси образцов составляет 35[°]. На низкотемпературных изломах (рис. 1 д, е) видны отслоения. Чередующиеся светлые и темные полосы на поверхности изломов не наблюдаются.

Микрорельеф поверхности изломов образцов из стали 10 после 4 проходов РКУП, полученных при 20 0 C, состоит в основном из чередующихся ступенек, торцы которых имеют ямочный микрорельеф (рис. 2 а). Поверхность низкотемпературных изломов напоминает хрупкое разрушение сколом с участками квазискола (рис. 2 б). Микрорельеф поверхности изломов образцах из стали 10 после 6 проходов РКУП, полученных при 20 0 C, состоит из малорельефных вытянутых участков; полученных при низких температурах (рис. 2 в), напоминает хрупкое разрушение сколом с участками квазискола.



(г-е) РКУП, полученных при 20 °С (а, г), -70 °С (б, д) и -196 °С (в, е)



С помощью рентгеноструктурного анализа [2] выявить пластические зоны под поверхностью изломов не представляется возможным.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект АВЦП № 1383).

Список использованных источников

- 1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства.- М.:ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398 с.
- 2. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШИХ СТЕПЕНЯХ СЖАТИЯ Векилов Ю.Х., Красильников О.М., Бондаренко Н.Г.

Россия, ГТУ «Московский институт стали и сплавов», omkras@mail.ru

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN METALS AT HIGH COMPRESSION

Yu.Kh. Vekilov, O.M. Krasilnikov, N.G. Bondarenko

Crystal structure stability analysis against homogeneous deformation is carried out for simple and transition BCC and FCC metals under pressure. It is shown that at high compression a crystal lattice becomes instable against shear deformations, leading to new low-symmetry structures. The analyze these structures, the Landau theory of the phase transitions with deformation tensor components as order parameters is used. The predicted results are comparing with experimental data. Prospects are discussed of using the suggested approach to explain of structural transformations in solids at high pressure.

В настоящее время опубликован ряд обзоров [1], в которых представлены результаты экспериментальных и теоретических исследований фаз высокого давления простых элементов, имеющих при нормальных условиях, как правило, кубическую структуру. Экспериментальные исследования показали, что при больших степенях сжатия ($V/V_0 < 0.5$, где V и V_0 - атомные объемы при давлении P и атмосферном давлении, соответственно) эти вещества испытывают целый ряд структурных превращений. При этом возникающие фазы высокого давления часто являются менее симметричными и обладают менее компактной упаковкой, чем фазы, реализующиеся при нормальных условиях. Эти результаты противоречат существующим кристаллохимическим соображениям о том, что при сжатии должны возникать структуры, в которых реализуются все более плотные упаковки атомов с соответствующим увеличением координационного числа, хотя такая модель хорошо объясняет полиморфизм элементов при сравнительно малых степенях сжатия.

Как следует из анализа экспериментальных данных, рассматриваемые структурные превращения происходят при давлениях, сравнимых с величинами упругих постоянных этих веществ. Это обстоятельство позволяет полагать, что причиной таких переходов является потеря устойчивости кристаллической решетки под давлением по отношению, в первую очередь, к однородным деформациям. В результате, наряду со структурными переходами, которые обусловлены равенством химических потенциалов различных кристаллических структур и которые, как правило, наблюдаются при небольших степенях сжатия, могут иметь место фазовые превращения, вызванные потерей устойчивости кристаллической решетки. И если первые всегда происходят как переходы первого рода, то вторые – могут быть переходами, как первого рода, так и второго.

Для кубического кристалла при давлении P условия устойчивости решетки относительно однородной деформации имеют вид [2]: $C_{11} + 2C_{12} + P > 0$, (1); $C_{11} - C_{12} - 2P > 0$, (2); $C_{44} - P > 0$, (3), где $C_{\alpha\beta}$ - браггеровские упругие постоянные второго порядка при заданном давлении в обозначениях Фойгта. При нарушении какого-либо из этих условий, вызванном изменением давления, температуры, произойдет переход в спонтанно деформированное состояние, устойчивость которого обеспечивается ангармоническими членами в разложении потенциала. Такие переходы получили название деформационных фазовых переходов [3]. В работах [3] рассмотрены различные случаи потери устойчивости и показано, что флуктуации в этих случаях сильно подавлены. Это позволяет использовать при рассмотрении таких структурных превращений теорию фазовых переходов Ландау [4], где параметром порядка служат компоненты тензора конечных деформаций.

В работе [5] рассчитаны упругие постоянные ОЦК натрия и калия при больших степенях сжатия. Показано, что в обоих случаях в первую очередь нарушается условие (2) $(V/V_0 \approx 0.25, P \approx 150\Gamma\Pi a$ и $V/V_0 \approx 0.40, P \approx 20 \Gamma\Pi a$, соответственно). Аналогичные результаты для Na получены в [6].

Упругие постоянные ГЦК и ОЦК алюминия определены в [7] в интервале $V/V_0 = 1-0.3$. Из анализа результатов расчета следует, что ГЦК решетка алюминия теряет устойчивость в соответствии с условием (2) при $V/V_0 \approx 0.39$, $P \approx 400$ ГПа; условие (3) выполняется во всем рассмотренном диапазоне V/V_0 . Для ОЦК тантала упругие постоянные при $V/V_0 = 1-0.5$ рассчитаны в [8]. Соотношение (2) обращается в нуль при $V/V_0 \approx 0.6$, $P \approx 250$ ГПа. Аналогичные зависимости упругих постоянных тантала до давлений 400 ГПа получены в [9].

Упругие постоянные ОЦК V, Nb, Mo и W в зависимости от давления рассчитаны в [9]. Полученные результаты показывают, что для Nb, Mo и W условия устойчивости (2) и (3) выполняются вплоть до $P \approx 400\Gamma\Pi a$, т.е. ОЦК решетка этих металлов остается устойчивой по отношению к сдвиговым деформациям во всем рассмотренном интервале давлений. В случае ванадия ситуация иная. ОЦК решетка ванадия становится неустойчивой по отношению к деформации, связанной с упругой постоянной C_{44} при давлениях $P \approx 60\Gamma\Pi a$.

В недавних экспериментах по исследованию структуры ванадия под давлением [10] был обнаружен фазовый переход при $P \approx 69$ ГПа., обусловленный ромбоэдрической деформацией ОЦК решетки (ромбоэдрическая деформация соответствует упругой постоянной C_{44}). Авторы [10] считают обнаруженный структурный переход фазовым переходом второго рода.

Особенности структурных превращений при больших степенях сжатия в элементарных металлах могут быть объяснены в рамках феноменологической теории фазовых переходов Ландау применительно к случаям потери устойчивости решетки под давлением. В табл. 1 приведены возможные варианты структурных превращений кубической решетки при потере устойчивости по отношению к сдвиговым деформациям, полученные при использовании результатов теоретико-группового анализа симметрии решеток Браве. Эти результаты соответствуют модели четвертого порядка: в разложении термодинамического потенциала по компонентам тензора конечных деформаций Лагранжа удержаны члены четвертой степени. Условия стабильности новых низкосимметричных фаз выражаются через упругие постоянные третьего и четвертого порядков.

Анализ экспериментальных данных по фазам высокого давления щелочных и щелочноземельных металлов [1] показывает, что при больших степенях сжатия ($V/V_0 = 0.2 - 0.4$) чаще всего наблюдаются такие фазы как объемно-центрированная тетрагональная (решетка Браве Γ_q^v) и орторомбическая ($\Gamma_o, \Gamma_o^v, \Gamma_o^f$) с различным числом атомов в элементарной ячейке. Именно эти структуры указаны в табл.1 как следствие потери устойчивости кристалла относительно сдвиговой деформации, связанной с упругой постоянной ($C_{11} - C_{12}$)/2.

Условия перехода	Параметр порядка	Изменение решетки Браве при переходе
$C_{11} - C_{12} - 2P = 0$	$\eta_1 = -\eta_2 = \eta$	$\Gamma_{c} \to \Gamma_{o}; \Gamma_{c}^{\mathrm{f}}, \Gamma_{c}^{\mathrm{v}} \to \Gamma_{o}^{\mathrm{v}}, \Gamma_{o}^{\mathrm{f}}$
	$\eta_3 = -2\eta_2 = -2\eta_1 = \eta$	$\Gamma_c \to \Gamma_q; \Gamma_c^f, \Gamma_c^v \to \Gamma_q^v$
$C_{44} - P = 0$	$\eta_4 = \eta_5 = \eta_6 = \eta$	$\Gamma_c, \Gamma_c^{\mathrm{f}}, \Gamma_c^{\mathrm{v}} \to \Gamma_{\mathrm{rh}}$

Таблица 1. Деформационные фазовые переходы в кубических кристаллах

Напомним, что критерий устойчивости (2), связанный с упругой постоянной $(C_{11} - C_{12})/2$ в случае натрия нарушается, согласно оценкам, при степенях сжатия, близких к 0.2. Структурный переход под давлением из кубической фазы в ромбоэдрическую ($\Gamma_{\rm rh}$), обнаруженный в ванадии [10], отвечает потере устойчивости решетки по отношению к деформации, соответствующей упругой постоянной C_{44} (см. табл.1).

Таким образом, анализ устойчивости кристаллической решетки при больших степенях сжатия в рамках теории фазовых переходов Ландау позволяет предсказать набор возможных новых равновесных структур, что существенно облегчает поиск фаз высокого давления.

Список литературы

1. Колобянина Т Н *УФН* **172** 1361 (2002); Максимов Е Г, Магницкая М В, Фортов В Е *УФН* **175** 793 (2005); Дегтярева В Ф *УФН* **176** 383 (2006).

2. Wallace D C Solid State Phys. 25 301 (1970).

- 3. Хмельницкий Д Е ФТТ 16 3188 (1974); Cowley R A Phys. Rev. В 13 4877 (1976).
- 4. Ландау Л Д. Лифшиц Е М Статистическая физика Ч.І (М.: «Наука» 1976).
- 5. Katsnelson M I, Sinko G V, Smirnov N A et al. Phys. Rev. B 61 14420 (2000).
- 6. Красильников О М Деформация и разрушение материалов № **8** 27 (2008).
- 7. Sinko G V, Smirnov N A J. Phys.: Condens. Matter 14 6989 (2002).
- 8. Gülseren O, Cohen R E Phys. Rev. B 65 064103 (2002).

9. Koči L, Ma Y, Oganov A R et al. *Phys. Rev* B **77** 214101 (2008); Landa A, Klepeis J, Soderlind P et al. *J. Phys. Chem. Sol.* **67** 2056 (2006); *J. Phys.: Condens. Matter* **18** 5079 (2006).

10. Ding Y, Ahuja R, Shu J et al. Phys. Rev. Lett. 98 085502 (2007).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ті-6АІ-4V Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В.

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

EFFECT OF THE HYDROGENATION ON THE DEFORMATION BEHAVIOR OF SUBMICROCRYSTALLINE Ti-6A1-4V ALLOY <u>G.P. Grabovetskaya</u>, O.V. Zabudchenko

Russia, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS grabg@ispms.tsc.ru

Deformation behavior and mechanical properties of nanostructured titanium alloy Ti-6Al-4V having hydrogen concentrations of 0.002-0.24 wt.% was studied in tension in the temperature range of 293-973K. Hydrogen in solid solution of nanostructured Ti-6Al-4V alloy at room temperature is found to decrease in it's yield strength and increase in the deformation to failure. At enhanced temperature hydrogenation results in increase in yield and ultimate strength and decrease in the deformation to failure. Probable causes of strength and plasticity reduction of nanostructured Ti-6Al-4V alloy in the presence of hydrogen are considered.

Исследовано влияние легирования водородом в пределах концентраций 0,002– 0,24 мас. % на фазовый состав, деформационное поведение и механические свойства субмикрокристаллического α + β титанового сплава Ti-6Al-4V при температурах 293 и 773 – 973 К.

Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлено, что водород в исследуемых сплавах Ti-6Al-4V-H находится в основном либо в твердом растворе, либо в виде мелкодисперсных выделений гидридов TiH₁₋₂.

В общем случае на кривых «напряжение-деформация» сплавов Ti-6Al-4V-H наблюдаются три стадии: упрочнения, разупрочнения и установившаяся стадия. Присутствие и длительность этих стадий зависит от температуры испытания и концентрации водорода в сплаве. При температуре 293 К вид кривых «напряжение–деформация» определяется не только концентрацией, но и состоянием водорода в сплаве. Присутствие водорода в сплаве в твердом растворе приводит к росту длительности по деформации стадии деформационного упрочнения и величины эффекта упрочнения по сравнению со сплавами, в которых водород присутствует в виде мелкодисперсных выделений гидридов TiH₁₋₂. При этом значение предела текучести сплавов Ti-6Al-4V-H уменьшается, а значение предела прочности и деформации до разрушения увеличиваются с ростом концентрации водорода в исследуемых пределах. Присутствие водорода в сплавах Ti-6Al-4V-H в виде мелкодисперсных выделений гидридов TiH₁₋₂ снижает их устойчивость к локализации деформации, которая при указанной температуре реализуется в виде периодически расположенных трещин, перпендикулярных направлению приложенной нагрузки. Предполагается, что снижение предела текучести и увеличение эффекта упрочнения сплавов, содержащих водород в твердом растворе, связано с облегченным зарождением дислокаций и увеличением их подвижности в присутствии водорода.

При температурах 773 – 973 К на кривых «напряжение–деформация» сплавов с содержанием водорода 0,05 мас.% и менее наблюдается стадия установившейся деформации, появление которой сопровождается увеличением деформации до разрушения до 400-500%. На кривых «напряжение–деформация» сплавов, содержащих более 0,05 мас.% водорода при указанных температурах имеются только две стадии: упрочнения и разупрочнения. Эти сплавы проявляют склонность к локализации пластической деформации, которая реализуется путем развития полос локализованной деформации. При этом их деформации до разрушения не превышает 120%. Увеличение концентрации водорода в сплаве с 0,05 до 0,24мас.% приводит к росту значений пределов текучести и прочности и уменьшению деформации до разрушения. Предполагается, что увеличение значений пределов текучести и прочности β фазы из-за растворения в ней водорода.

В интервале температур 873 – 973 К кривые «напряжение-деформация» сплавов Ti-6Al-4V-H, содержащих более 0,1 мас. % водорода, принимают вид характерный для сверхпластического течения при растяжении в условиях одновременной дегазации. При этом деформация до разрушения сплавов Ti-6Al-4V-H возрастает более чем в 4–6 раз при одновременном снижении значений пределов текучести и прочности в 5–8 раз.



ПРИРОДА ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Еникеев Н.А.*, Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З.

Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, 450000 Уфа, ул. К. Маркса, 12. *carabus@mail.rb.ru

ANALYSIS OF ENHANCED STRENGTH OF UFG AL ALLOYS PRODUCED BY HIGH PRESSURE TORSION

N.A. Enikeev^{*}, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, ul. K. Marksa, 12, 450000 Ufa, Russia *carabus@mail.rb.ru

Results of mechanical testing Al alloys with various Mg fraction, subjected to severe plastic deformation by high pressure torsion (HPT) are summarized in comparison to literature data. The experimental data are interpreted in terms of Hall-Petch relationship. It is shown that HPT leads to formation of homogeneous ultrafine grained structure (with grain size about 100-150 nm) and superstrength state, which is characterized by significantly increased strength in comparison to the one expected by Hall-Petch relationship being extrapolated from the reference data. This effect is explained by formation in the course of HPT of ultrafine grained structures as well as Mg grain boundary segregations.

Результаты механических испытаний алюминиевых сплавов с различным содержанием Mg, подвергнутых интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), обобщены и сопоставлены с литературными данными. Анализ полученных экспериментальных данных на основе построения зависимости Холла-Петча показал, что ИПДК приводит к формированию в рассмотренных сплавах однородной ультрамелкозернистой структуры с размером зёрен 100-150 нм и высокопрочного состояния. Было установлено, что демонстрируемая ИПДК сплавами прочность существенно превышает значения, полученные экстраполяцией соотношения Холла-Петча для литературных данных на ультрамалые размеры зёрен. Природа данного эффекта объясняется за счёт формирования в ходе ИПДК наряду с ульрамелкозернистой структурой сегрегаций магния, преимущественно выделившихся в приграничных областях.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИПД Давиденко А.А., Спусканюк В.З., Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н.

Украина, Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина НАН Украины, dav76@ukr.net

PRODUCTION OF COPPER WIRE WITH USING SPD METHODS

Davidenko A.A., Spuskanyuk V.Z., Sennikova L.F., Gangalo A.N.

It is shown that combined processing of copper by equal channel angular hydroextrusion, ordinary hydroextrusion and drawing provided high level of wire mechanical properties. The stability of these properties over the long time is shown.

Для формирования субмикро- и наноструктурного состояния материалов в объемных заготовках наиболее широкое применение получил метод равноканального углового прессования [1]. Недостатком этого метода являются высокие давления прессования, которые существенным образом ограничивают его технологические возможности. Нами предложен и разработан метод угловой гидроэкструзии (УГЭ) прутков [2-4], при котором выдавливание прутка из контейнера осуществляется через угловую матрицу с помощью жидкости высокого давления (рис.1). Вследствие



Рис. 1. Схема установки для УГЭ длинномерных заготовок: 1 - плунжер, 2 - жидкость, 3 - контейнер, 4 - заготовка,

5 - угловая матрица.

предотвращения трения заготовки 0 стенки контейнера существенным уровень образом давлений снижается вылавливания. открывается возможность обработки более прочных материалов, прутковых заготовок неограниченной длины, снижаются к минимуму отходы. Это делает данный метод привлекательным для коммерческого использования, поскольку появляется возможность включения УГЭ в технологическую цепочку производства высококачественной продукции, например получения проволоки. повышенными для медной с механическими характеристиками.

Введение УГЭ в технологию изготовления проволоки обеспечивает более высокий уровень прочности и пластичности меди (рис.2). После комплексного использования УГЭ, традиционной гидроэкструзии (ГЭ) и волочения прочность меди в проволоке диаметром 0,5 мм достигла 546 МПа при $\delta = 2,6\%$. Без применения УГЭ при таких же режимах деформирования методами ГЭ и волочения получено соответственно σ =474 МПа и δ =1,2%. Таким образом, применение УГЭ обеспечивает вместе с высокой прочностью проволоки и высокую ее пластичность, которая, в среднем, в два раза выше, чем в сравниваемой проволоке.



Рис. 2. Предел прочности (а) и относительное удлинение (б) медной проволоки Ø0,5 мм после комбинированной обработки: *1* - ГЭ + волочение; *2* - УГЭ + ГЭ + волочение.

С целью изучения стабильности механических свойств меди после комбинированной ИПД во времени, на протяжении 18 месяцев проводились тестовые механические испытания проволочных образцов \emptyset 0,5 мм: измерение предела прочности $\sigma_{\rm B}$ и относительного удлинения δ (рис.3 а). Из анализа рис.3 а видно, что высокий комплекс свойств медной проволоки сохраняется во времени. Наблюдаемые на графике (рис.3 а) небольшие колебания свойств связаны, по-видимому, как с релаксацией напряжений, так и с погрешностью измерений.



Рис. 3. Временна́я (а) и термическая (б) стабильности медной проволоки Ø0,5 мм после комбинированной обработки: 1 - ГЭ + волочение; 2 - УГЭ + ГЭ + волочение.

Исследования влияния температуры нагрева и времени выдержки на изменение механических свойств (термостабильность) медной проволоки Ø0,5 мм представлены на рис.3 б. Из анализа рис.3 б видно, что медь, обработанная по схеме с использованием УГЭ менее термостабильна, чем обработанная по схеме без применения УГЭ. Однако соотношение комплекса свойств прочностьпластичность для медной проволоки, полученной с использованием УГЭ выше.

В таблице 1 приведен сравнительный анализ механических свойств медной проволоки марок МТ (медная твердая) и ММ (медная мягкая), полученной по разным технологиям.

Технология	традиционная ТУ 16-705.492-2005		с применением ГЭ (рис.3 б)		с применением УГЭ (рис.3 б)	
Мех. св-ва	MT	ММ	MT	MM	MT	MM
σ _в , МПа	390360	280260	474	350	546	410
δ, %	0,52,5	1835	1,4	18	2,4	18

Таблица 1. Механические свойств медной проволоки, полученной по разным технологиям.

Видно, что прочность проволоки марок МТ и ММ, полученной с применением УГЭ примерно в 1,5 раза выше прочности проволоки, полученной по традиционной технологии при одинаковом уровне их пластичности (2,4% для марки МТ и 18% для марки ММ).

Электротехнические свойства проволоки диаметром 0,5 мм, полученной с применением УГЭ и без нее – одинаковые.

ЛИТЕРАТУРА

5.Валиев Р.З., Александров И.В. Нанострутурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М: Логос, 2000.- 272 с.

6.В.З.Спусканюк, А.А.Давиденко, И.М.Коваленко. Новая технология получения прутков с наноструктурой. Міжнародна конференція «Современное материаловедение: достижения и проблемы». Украина, Киев, 26-30 сентября 2005. С.226.

7.Spuskanyuk V., Spuskanyuk A., Varyukhin V.: Development of the equal-channel angular hydroextrusion. // J. Mater. Process. Tech. 203 (2008) 305-309.

8.В.М.Варюхін, В.З.Спусканюк, О.А.Давиденко, І.М.Коваленко. Пристрій для зміцнення довгомірних прутків. Україна, №83389, Бюл. №13 (2008).

DFMN-2009

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Добаткин С.В., Салищев Г.А., Кузнецов А.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, dobatkin@imet.ac.ru.

Россия, Белгородский государственный университет, г. Белгород Россия, Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов»

COMPARATIVE ANALYSIS OF STRUCTURE AND PROPERTIES FOR COPPER PROCESSED BY DIFFERENT SEVERE PLASTIC DEFORMATION SCHEMES Dobatkin S.V., Salishchev G.A., Kuznetsov A.A.

The structure and properties of oxygen-free copper (99.98%) were studied after different schemes of severe plastic deformation (SPD): equal-channel angular pressing (ECAP), multiaxial deformation (MD), twist extrusion (TE), and accumulative roll bonding (ARB) as a function of the strain at room temperature (to a true strain of 30–50). The SPD causes the formation of submicrocrystalline structure with a grain size of 200–250 nm and predominantly high angle boundaries (75–94%). ECAP leads to the formation of the most uniform structure. The strength characteristics increase with increasing the strain and reach the steady stage at $\varepsilon \approx 5$. At the steady stage, $\sigma_B = 460-480$ MPa at ARB, MD, and TE, while at ECAP $\sigma_B = 430-440$ MPa. The smallest «steady» values of $\delta = 4-5\%$ were obtained in the case of ARB, and the maximum $\delta = 18\%$ was obtained at MD and ECAP.

Структура и свойства бескислородной меди M0₅ (99,98%), полученной различными способами интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканально-угловым прессованием (РКУП), мультиосевой деформации (МД), винтовым прессованием (ВП) и аккумулируемой прокаткой с соединением (АПС), были изучены в зависимости от степени деформации (вплоть до истинных степеней 30-50) и температуры последующего нагрева.

РКУП проводили на вертикальном прессе усилием 250 тонн на специальной установке с углом пересечения каналов 90 градусов на образцах диаметром 20 мм и длиной 80 мм при температуре 20°С. Максимальное число проходов по маршрутам A, B_c и C составило N=25, что соответствует истинной степени деформации $\varepsilon \sim 29$. Дальнейшее прессование было невозможно изза частичного разрушения образца.

Мультиосевая деформация (МД) проводилась при комнатной температуре последовательными операциями «осадка-протяжка» со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия, что не соответствовало простой схеме «а-b-с». За один цикл осуществляли 18 обжатий по 20-50%. По завершению цикла форма образца стремилась к исходной - Ø40*70 мм. Исследования проводили после 2, 4, 6, 10 и 20 циклов, что соответствовало истинной деформации є ≈ 40.

Аккумулируемую прокатку с соединением (АПС) проводили на двухвалковом прокатном стане с диаметром валков 165 мм при комнатной температуре на полосах исходного размера 1,0*45*300 мм. Полосы складывали вдвое и прокатывали с обжатием ~50%. Затем разрезали полосу пополам, обрезали кромки, снова складывали вдвое и опять прокатывали с обжатием ~50%. Осуществили 2, 5, 8 и 10 проходов, что соответствовало истинной деформации $\varepsilon \approx 8,0$. Дальнейшая прокатка была нецелесообразна, так как геометрические размеры образцов уменьшались из-за обрезки кромок.

Винтовое прессование (ВП) осуществляли при комнатной температуре на образцах размером ~18*28*80 мм с углом наклона винтовой линии к оси прессования β =52-53°. Провели 9, 13 и 15 проходов, что соответствовало истинной деформации $\varepsilon \approx 14$. Дальнейшее прессование было невозможно из-за частичного разрушения образцов.

Механические испытания были проведены на испытательной машине INSTRON 1196. Структуру анализировали на оптическом микроскопе Olympus PME 3 и электронном микроскопе JEM – 100CX. Размер структурных элементов определяли по 100-200 замерам в светлом поле, полученным на двух фольгах. Распределение размеров зерен и разориентировок границ изучали методом обратно отраженных электронов. Экспериментальные данные были получены с помощью сканирующего микроскопа Philips XL-30 FEG с ориентационной системой изображений TSL.

Изучали механические свойства меди после различных схем ИПД в зависимости от степени деформации. Прочностные характеристики возрастают с увеличением деформации и независимо от схем при $\epsilon \approx 5$ выходят на установившуюся стадию значений. Наибольший коэффициент упрочнения наблюдается при АПС. На установившейся стадии значений $\sigma_{\rm B}$ =460-480 МПа при АПС, ВП и МД, а для РКУП $\sigma_{\rm B}$ несколько ниже 430-440 МПа.

Относительное удлинение δ с ростом степени деформации уменьшается в разной степени для разных схем ИПД, но уже при $\varepsilon \approx 2...5$ значение δ стабилизируется и меняется с увеличением деформации слабо за исключением случая РКУП по маршруту Вс, где значение δ увеличивается с 12 до 18 % в интервале деформаций $\varepsilon \approx 12...29$. Наименьшее «установившиеся» значения $\delta = 4-5\%$ получены в случае АПС, наибольшее $\delta = 18\%$ - для МД и РКУП. Пластические свойства меди после ВП занимают промежуточное положение по сравнению с МД и РКУП $\delta = 14-15\%$.

Было изучено изменение микротвердости в зависимости от степени деформации после различных способов ИПД и температуры последующих нагревов. Термическая стабильность упрочнения в меди при различных схемах ИПД возрастает в ряду: АПС-РКУП-МД-ВП.

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ И ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ИПД КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ Закирова А.А.¹, Зарипова Р.Г.²

¹ Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа ² Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет karabaka02@mail.ru

INFLUENCE OF THE SCHEME AND TEMPERATURE OF DEFORMATION ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF STAINLESS STEEL AT SPD USING HIGH-PRESSURE TORSION Zakirova A.A., Zaripova R.G.

This work is devoted creation in 18-10 stainless steel ultrafine-grained conditions by severe plastic deformation (SPD). High-pressure torsion (HPT) is the SPD method, allowing to accumulate the big degrees of deformation, reaching thereby a limiting condition of a material.

The present work considers the influence of SPD temperature on UFG structure processing at torsion under pressure. It has been shown that at room temperature an entirely uniform structure with a crystal size of about 100 nm is formed, whereas at high temperature there occurs localization of deformation in peripheral areas of a sample and the formed structure is non-uniform. Strengthening is strong at both temperatures of deformation.

Besides comparative research of evolution of structure of a steel is conducted at HPT using two deformation schemes: with a flute and without a flute. After various schemes are received equal thickness and unequal thickness disks. At use of the scheme of deformation without a flute there was more intensive crushing of structure. In both cases it is received nanostructure structure condition of steel.

Более широкое применение коррозионностойких сталей ограничено их недостаточной прочностью. Традиционное упрочнение за счет полигонизации при горячей прокатке незначительно. Создание ультрамелкозернистой (УМЗ, D₃ <10 мкм) структуры оказалось более эффективным путем решения проблемы повышения прочности в традиционно термонеупрочняемых хромоникелевых сталях. Это было показано авторами настоящей работы на примере субмикроскристаллических нержавеющих аустенитных сталей, полученных методами всесторонней ковки и криогенной деформации.

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) зарекомендовала себя в качестве способа формирования УМЗ структуры в объемных заготовках для металлов и сплавов Кручение под высоким давлением – метод ИПД, позволяющий получать предельные состояния в сплавах благодаря огромным степеням деформации.

В настоящей работе исследовалось влияние температуры и схемы ИПД на формирование ультрамелкозернистой структуры при кручении под высоким давлением. Показано, что при комнатной температуре формируется практически однородная структура с размером кристаллитов ~100 нм, тогда как при повышенной температуре (400°С) имеет место локализация деформации на периферии образца с формированием неоднородной по диаметру структуры. При обеих температурах деформации происходит сильное упрочнение.

Авторами проведено сравнительное исследование эволюции структуры стали при ИПДК по 2ум схемам деформирования: с канавкой и без канавки. После различных схем получены равнотолщинные и разнотолщинные (линзообразный) диски при обеих температурах деформации. При использовании схемы деформирования без канавки произошло более интенсивное измельчение структуры. В обоих случаях получено наноструктурное состояние стали.

Несмотря на выявленную методом оптической микроскопии сильную неоднородность деформации по диаметру дисков, их микроструктуры, наблюдаемые в просвечивающем электронном микроскопе идентичны как при разных схемах деформации, так и при разных температурах деформирования.

Схема деформирования не повлияла на равномерное распределение микротвердости по диаметру диска, в то время как повышенная температура деформации привела к более высоким значениям микротвердости на периферии диска по сравнению с его центром.

Работа выполнена в рамках работ по государственному контракту (№02.513.11.3196) совместно с Институтом физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета (ИФПМ УГАТУ).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, galinazg@yandex.ru

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HADFIELD STEEL SINGLE CRYSTALS AFTER HIGH PRESSURE TORSION

Zakharova G.G., Astafurova E.G.

The evolution of microstructure and mechanical properties of single-crystalline Hadfield steel (Fe-13Mn-1.3C, wt. %) specimens after severe plastic deformation (SPD) by high pressure torsion (HPT) were investigated. The structure of Hadfield steel is grinded with increase in HPT revolution number due to pronounced twinning, micro- and macrolocalization. Fragmentation of single-crystalline Hadfield steel causes the essential increase in steel mechanical properties after HPT.

В настоящее время большой интерес исследователей привлекают наноструктурные материалы. Эти материалы из-за малого размера зерна и большой доли границ раздела отличаются от свойств крупнокристаллических материалов. Наноструктурирование сталей позволяет создавать высокопрочные состояния в них, тем самым, расширяя круг их практического применения.

В качестве предмета исследования была выбрана высокоуглеродистая аустенитная сталь Гадфильда (Fe-13Mn-1.3C, мас.%). Сталь Гадфильда обладает рядом уникальных свойств: аномальным деформационным упрочнением при деформации, высокой износостойкостью при невысокой твердости. Деформация в стали осуществляется двумя механизмами: скольжением и двойникованием. В работах [1, 2] было показано, что деформация монокристаллов стали Гадфильда при комнатной температуре реализуется преимущественно двойникованием. В данной работе исследовано влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением пол гидростатическим давлением (КГД) при комнатной температуре на монокристаллы стали Гадфильда. КГД проводили по нескольким режимам: осадка, 1, 2, 3 оборота Т=300К под давлением Р=5ГПа. Эволюцию микроструктуры и механических свойств стали после КГД исследовали используя просвечивающий электронный микроскоп Philips CM30 и оптический микроскоп Olympus GX-71. Рентгеноструктурные исследования были проведены на дифрактометре Shimadzu XRD-6000. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 200 г.

Электронно-микроскопические, рентгеноструктурные, металлографические исследования показали, что ИПД приводит к фрагментации исходной структуры за счет образования тонких микрои макродвойников (рис. 1. а, б). Такие двойники разбивают исходный кристалл на микро- и нанообъемы и вызывают аномально высокое деформационное упрочнение. С увеличением степени деформации наблюдалось измельчение исходной структуры, о чем свидетельствуют электронномикроскопические изображения (рис. 2 а, б). Микродифракция носит квазикольцевой характер, что свойственно для ультрамелькозернистых структур (рис. 2 а, б).

Таблица 1 Влияние кручения под гидростатическим давлением на микротвердость стали Гадфильда и соответствующая истинная логарифмическая деформация

состояние	исходное	осадка	1 оборот	2 оборота	3 оборота
Н _μ , ГПа	2,2	5,5	7,2	7,4	8,6
e*	0	0,2	4,0	4,7	5,0

*Истинная логарифмическая деформация рассчитывалась в соответствии с e=ln(vr/h) [3] по центру радиуса, где v-угол поворота; r, h- радиус и толщина диска; r=5 мм; h=0,6 мм.



Рис.1. Протравленная структура стали Гадфильда после осадки (а) и КГД на 3 оборота (б)

Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структур приводит к существенному повышению механических свойств стали после КГД. После осадки наблюдается увеличение значений микротвердости более, чем в два раза по сравнению с исходным состоянием, до 5,5 ГПа. После одного оборота микротвердость возрастает практически в 4 раза по сравнению с исходным состоянием (H_µ=7,2 ГПа). Последующее увеличение числа оборотов не приводит к существенному увеличению микротвердости и достигает значения 8,6 ГПа.



Рис.2. Электронно-микроскопические изображения стали Гадфильда после осадки (a) и КГД на 3 оборота (б)

Таким образом, использование монокристаллов стали Гадфильда позволяет максимально исключить вклад от скольжения при кручении при комнатной температуре и формирование субструктуры определяется преимущественно двойникованием и, следовательно, образованием границ специального типа. Высокая прочность стали после КГД связана с формированием тонких микро- и нано- двойников и полос локализации.

Литература:

- 1. Astafurova E.G., Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Maier H.J., Sehitoglu H., Int J Mat Res 98 (2) (2007) 144-149.
- 2. Canadinc D., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Y.I., Acta Mat 53 (2005) 1831-1842.
- 3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М:ИКЦ Академкнига, 2007, с.397.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (№ 09-08-99062-р офи, № 07-08-00064-а).

DFMN-2009

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ КОМБИНИРОВАННОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Иванов А.М., Лукин Е.С., Ващенко С.С.

Россия, Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

LAWS OF DEFORMATION AND DURABILITY OF THE STEELS SUBJECTED TO COMBINED INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION AND THERMAL PROCESSING Ivanov A.M., lukin E.S., Waschenko S.S.

Abstract. Results of research of deformation and durability of the structural steels subjected to deformation by torsion, to intensive plastic deformation under the scheme equal channel angular pressing and thermal processing are presented.

Проведено исследование деформирования и прочности конструкционных сталей, подвергнутых деформации кручением, интенсивной пластической деформации по схеме равноканального углового прессования и термической обработке.

Методика экспериментов по термомеханической обработке цилиндрических заготовок заключалась в следующем: 1) деформация кручением; 2) равноканальное угловое прессование и 3) термическая обработка. На начальном этапе после соответствующего нагрева заготовки подвергались деформации кручением на специальном приспособлении. Равноканальное угловое прессование производилось при угле пересечения каналов 120°. В отдельных случаях после интенсивной пластической деформации образцы подвергались отжигу при температуре ниже температуры рекристаллизации.

Исследование закономерностей деформирования сталей с ультрамелкозернистой структурой проводилось с использованием разработанной нами экспериментально-расчетной методики на основе тепловизионных измерений [1]. Характеристики прочности и пластичности определялись по стандартным методикам.

Показано, что особенности деформирования материала в зависимости от его состояния отражаются и на изменении температуры образца. За счет снижения пластичности стали при деформационном упрочнении абсолютные значения удельной работы пластической деформации, поглощенной энергии и выделившейся теплоты при статическом растяжении образцов значительно уменьшаются. Доля поглощенной энергии для стали, упрочненной равноканальным угловым прессованием, существенно повышается по отношению к выделившейся теплоте. Однако, предварительная закалка и увеличение количества циклов равноканального углового прессования приводит к снижению доли поглощенной энергии.

Литература

1. Иванов А.М., Лукин Е.С. Закономерности деформирования металлических материалов со структурой, сформированной равноканальным угловым прессованием // Динамика сплошной среды. Сборник научных трудов. Выпуск 125. Новосибирск, 2007. – С.43-46.

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ Игнатова О.Н.¹, Каганова И.И.¹, Малышев А.Н.¹, Подурец А.М.¹, Раевский В.А.¹, Скоков В.И.¹, Ткаченко М.И.¹, Салищев Г.А.², Конькова Т.Н.²

¹Россия, Федеральное государственное унитарное предприятие "Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики", г.Саров, root@gdd.vniief.ru

² Россия, Белгородский государственный университет, г.Белгород, salishchev@bsu.edu.ru

INFLUENCE OF SHOCK WAVE LOADING ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ULTRAFINEGRAINED COPPER

O.N. Ignatova, I.I. Kaganova, A.N. Malushev, A.M. Podurets, B.A. Raevskiy, B.I. Skokov, M.I. Tkachenko, G.A. Salishchev, T.N. Kon'kova

The work is devoted to experimental and numerical-theoretical study of influence of shock wave loading on microstructure and mechanical properties of ultrafinegrained (UFG - grain size of 0.5 µm) copper at pressures 20÷75 GPa and strain rates 10^9 s^{-1} . It is shown that loading of UFG copper by shock waves with intensity of ~25-50 GPa causes only insignificant changes of microstructure and strength, with some growth of dislocation density from $\rho \cdot = 1.8 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ to $\rho \cdot = (3.1 \cdot 3.6) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$. Increase of intensity of loading of UFG copper up to pressures >55 GPa results in decrease of dislocation density by two orders to $\rho \cdot = 2.5 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$, increase of grain size up to ~19 µm, occurrence of microtwins inside grains, and reduction of strength, which becomes close to strength of coarse-grain copper. Softening of UFG copper is caused by heating of samples when loading them.

Ударно-волновое (УВ) нагружение является уникальным методом для изучения поведения материалов в экстремальных условиях. Оно также может использоваться как метод изменения их структуры, приводя к изменению физических и механических свойств [1-3].

ударной R настоящее время наиболее широко изучено нагружение волной «крупнозернистых» металлов максимальным давлением до 100 ГПа. Например, в работах [1,3] исследования механических свойств микроструктуры проведены И крупнокристаллической меди (размер зерна 110 мкм) после предварительного нагружения давлением до 70 ГПа при различных скоростях и температурах деформирования. Наблюдалось, что УВ нагружение приводит к значительным структурным изменениям в металле. Так, для ударных давлений выше определенной пороговой величины (30 ГПа) внутри зерна происходит локализация гетерогенной деформации в полосах. Эти неоднородности стремятся к образованию полосоподобной структуры с периодичностью 1-10 мкм, ширина полосы составляет ~1-2 мкм [1]. Моделирование этого процесса показало, что формирование гетерогенной структуры в металлах сопровождается значительным повышением температуры в полосах локализованной деформации и кратковременным снижением прочности. Нагрев и снижение прочности происходят за достаточно короткие времена ~0.1-0.5 мкс. Затем температура выравнивается и прочность восстанавливается. Кроме того, воздействие УВ нагружения на крупнокристаллическую медь приводит к увеличению: 1) условного предела текучести в 5-6 раз, 2) откольной прочности на ~20% и 3) плотности дислокаций до ~10¹¹ см⁻² [2] по сравнению с исходным ненагруженным состоянием.

Максимальные прочностные характеристики, в настоящее время, зафиксированы у металлов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (< 1 мкм). Возникает вопрос: возможно ли дополнительно изменить структуру таких материалов и улучшить их свойства воздействуя ударно-волновым нагружением? В данной работе рассматривается влияние ударно-волнового нагружения на УМЗ медь (средний размер зерна 0,5 мкм, марка М1). Проводится сравнение с крупнокристаллической медью (размер зерна 110 мкм).

Показано, что предварительное нагружение УМЗ меди УВ интенсивностью ~25-50 ГПа не приводит к существенным изменениям ее микроструктуры и прочности, плотность дислокаций незначительно возрастает с $\rho = 1.8 \cdot 10^{11} cm^{-2}$ в исходном состоянии до $\rho = (3.1-3.6) \cdot 10^{11} cm^{-2}$ после УВ нагружения. Увеличение интенсивности нагружения УМЗ меди УВ до давлений >55 ГПа приводит к уменьшению на два порядка плотности дислокаций до $\rho = 2.5 \cdot 10^9 cm^{-2}$, увеличению размера зерна до ~19 мкм, появлению внутри зерен микродвойников и уменьшению прочности, которая становится

близка прочности крупнокристаллической меди. На рисунке 1 показаны σ-є диаграммы статического сжатия при нормальной температуре для УМЗ меди в исходном состоянии и после УВ нагружения различной интенсивности. Диаграммы построены с учетом полной накопленной при УВ нагружении деформации. Для сравнения на том же рисунке показаны σ-є диаграммы статического сжатия крупнокристаллической меди в исходном состоянии и после воздействия УВ различной интенсивности.

Работа выполнена при поддержке РФФИ проект №08-02-0087а.



1 – УМЗ исходное состояние, 2 – УМЗ после нагружения σ_X~30-25 ГПа;
 3 - УМЗ после нагружения σ_X~38-30 ГПа; 4 - УМЗ после нагружения σ_X~55-38 ГПа; 5 - УМЗ после нагружения σ_X~75-55 ГПа; 6 – крупнокристаллическая медь в исходном состоянии, 7-10 – крупнокристаллическая медь после УВ нагружения давлением 75-25 ГПа
 Рисунок 1 - σ-ε диаграммы статического сжатия при нормальной температуре УМЗ и крупнокристаллической меди до и после нагружения ударной волной различной интенсивности

Список использованных источников

- 1. V.Raevsky Heterogeneous Deformation of Copper in Shock Waves at Subgrain Scale Lavel // 14th APS Total Conference on Shock Compression of Condensed Matter, v.50, No 5, 2005
- 2. Влияние высокоскоростного нагружения на микроструктуру и динамические свойства меди. В.А.Раевский, А.М.Подурец, О.Н.Игнатова и др. Труды международной конференции IX Харитоновские научные чтения. Саров, РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2007г. с.424

ВЛИЯНИЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ Кабиров Р.Р.¹, Зарипов Н.Г.²

¹Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, kabirovr@mail.ru ².Россия, Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа, nzaripov@mail.ru.

INFLUENCE OF EQUAL CHANEL ANGULAR PRESSING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE LOW CARBON STEEEL Kabirov R.R., Zaripov N.G.

In the present work is to investigate the influence of severe plastic deformation on formation of finegrain structure and mechanical properties in low carbon steel. During the warm of the steel 20 there is formed a subgrained fragmented structure (with the average size of grains about 200 nanometers). The mechanical properties increase with the number of ECAP passes.

РКУ-прессование, реализующее интенсивную пластическую деформацию массивных объемных образцов простым сдвигом, получило в последнее время широкое применение для формирования регламентированной микроструктуры в различных металлах и сплавах. Одним из преимуществ данного способа является возможность подвергать материалы интенсивной пластической деформации практически без изменения поперечного сечения заготовок, что создает возможность для их повторного многократного деформирования и накопления высоких степеней деформации без разрушения.

Из-за сложности достижения больших степеней деформации при РКУ-прессовании для исследований в основном используют пластичные металлы (медь, никель, алюминий и др.) и сплавы на их основе. Но в последнее время значительно возрос интерес к такому широко используемому в промышленности классу материалов, как стали, однако многие вопросы формирования их структуры и свойств в процессе интенсивной деформации остаются открытыми. Целью данной работы явилось исследование влияния РКУ-прессования на структуру и механические свойства стали 20.

В качестве материала исследований была выбрана сталь 20. Для уменьшения исходной карбидной неоднородности образцы перед РКУ-прессованием подвергали термической обработке – улучшению. РКУ-прессование стали проводили при 400 °С на образцах диаметром 20. Угол пересечения каналов инструмента составлял 120°, количество циклов деформации – 4, 8 и 12 с поворотом образца вокруг продольной оси на 90° после каждого цикла, что обеспечивало знакопеременную деформацию.

После деформации проводили исследования микроструктуры с использованием оптической и электронной микроскопии, оценивали твердость и микротвердость, проводили механические испытания образцов на растяжение.

Как показали структурные исследования деформированных образцов, с увеличением числа циклов РКУ-прессования происходит измельчение зерен и формирование металлографической текстуры. Так, после 4 и 12 циклов в стали формируется достаточно однородная микроструктура по объему со средним размером зерен 200 и 170 нм, соответственно. Как ферритные зерна, так и перлитные колонии ориентированы в основном в направлении оси образца. По сечению деформированных образцов наблюдается небольшая разнозернистость, связанная с неоднородностью деформации поверхностных слоев и сердцевины образцов. Преобразование микроструктуры оказывает существенное влияние и на механические свойства стали. РКУ-прессование приводит к 1,5-2 кратному увеличению их прочности при резком снижении пластичности (δ уменьшается с 26 до 18%). Увеличение количества циклов деформации более 8 слабо влияет на механические свойства стали. Аналогичную зависимость показывают изменения твердости и микротвердости. Так твердость образцов в исходном (термообработанном) состоянии составляет HRC 20, а после РКУ-прессования HRC 26-30. На диаграммах растяжения образцов, деформированных РКУ-прессованием, наблюдается появление площадки текучести (после 4 циклов) и «зуба текучести» (после 8 и более циклов), при этом с увеличением числа циклов деформации величина «зуба текучести» увеличивается.

Таким образом, РКУ-прессование приводит к эффективному измельчению структуры с формированием субзеренной фрагментированной структуры (со средним размером зерен около 200 нм), увеличению микротвердости и твердости, а также прочностных характеристик и к 2-х кратному уменьшению относительного удлинения. Увеличение числа циклов РКУ-прессования более 4-х не приводит к качественному изменению структуры и свойств стали.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Камалетдинов И.Ш., Юсупов В.С., Харламов А.А.*

РФ, ИМЕТ РАН, metorg@list.ru *ООО «Инжиниринговая компания Артех»

INVESTIGNATION OF PROCESS OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING Kamaletdinov I.S., Yusupov V.S., Kharlamov A.A.

A mathematic model of the metal flow at equal channel angular pressing has been designed using the finite elements method. Stress, strain and deformation – rate fields have been investigated in the deforming sample at various geometric and rate parameters of ECAP. The influence of the friction factor, banding radii and the die velocity on the deformation accumulated, mean stress and deformation rate along the sample length and in a cross section of the sample during ECAP of the aluminum has been established.

Равноканальное угловое прессование (РКУП) относится к методам интенсивной пластической деформации применяемых для получения объемных мелкозернистых металлов и сплавов. РКУП позволяет реализацию схемы простого сдвига без изменения формы и размеров поперечного сечения заготовки, которая способствует значительному измельчению зерна. Суть метода состоит в продавливании заготовки через 2 равных по сечению пересекающихся канала (рис.1). Основными технологическими параметрами процесса РКУП, влияющими на характер течения материала, являются: форма поперечного канала, абсолютные размеры сечения канала, геометрические размеры заготовки, скорость передвижения пуансона пресса, противодавление, маршрут прессования (А, В, С), условия трения в канале, температура заготовки, угол пересечения каналов, радиусы скругления метопересечения каналов (г – внутренний радиус скругления; R – внешний).



Рис.1. Схема процесса равнокального углового прессования (РКУП):

1 – заготовка; 2 – пуансон; 3 – канал; 4 – устройство для противодавления.

Исследование течения металла при РКУП проводили с помощью математического моделирования в программе Deform 3D. В основу программы положено численное решение уравнений теории пластичности решаемых методом конечных. Результатом расчета служат графики силовых параметров процесса (рис.2), а так же поля деформаций, напряжений, температур в инструменте и деформируемом материале.





Рис.2 Необходимое усилие прессования алюминиевого сплава АД1.

Модель позволяет осуществлять расчет многократного прессования с различными параметрами процесса РКУП. В качестве заготовки для моделирования был выбран технический алюминий. В работе представлены результаты расчетов полей накопленной деформации, средних напряжений и скоростей деформации для алюминиевого сплава АД1 в зависимости от размеров заготовки, скорости движения пуансона, радиусов скругления канала, уровня противодавления и других параметров процесса, показаны особенности деформированного и напряженного состояния в различных областях канала, а также проведены расчеты энергосиловых параметров процесса и напряжения на инструменте.

ВЛИЯНИЕ ДИФФУЗИОННО - КОНТРОЛИРУЕМЫХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ СУБМИКРО- И НАНОСТРУКТУР НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Колобов Ю.Р.

Россия, Научно-образовательный инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ, e-mail: *kolobov@bsu.edu.ru*

THE INFLUENCE OF DIFFUSION-CONTROLLED PROCESSES OF FORMATION AND EVOLUTION OF SUBMICRO- AND NANOSTRUCTURES ON PLASTIC DEFORMATION DEVELOPMENT AND METALLS AND ALLOYS DESTRUCTION Yu.R. Kolobov

Mainly on the basis of results of the works executed by the author et al. or at his participation the analysis of a role of diffusion-controlled processes in formation of structure and mechanical properties of metals, alloys and composites on their basis is carried out.

Grain-subgrain structure laws of formation are considered at influence by severe / large plastic deformation for the purpose of reduction of the size of structure elements till nanoscale level and share increase of high angle boundaries of grains (GB) in ensemble «dislocation low angle boundaries of subgrains and high angle boundaries of grains » [1,2].

The analysis of results of computer modelling and calculation of thermodynamic characteristics of grain boundaries (energy of borders and grain boundary tension) is carried out, allowing to make a comparison of diffusion coefficients on grain boundaries in SMC and NC metals with corresponding in a coarse-grained condition.

It is supposed, that nonequilibrium GB condition after influence by plastic deformation along with the small size of grains are the activation reasons of grain boundary sliding (GBS) in nanostructured metals and alloys at low homologous temperatures. Intensive development of GBS process in turn allows to realize in investigated materials low-temperature / high-temperature superplasticity. High diffusion permeability of metals and alloys in the course of influence by deformation and after that at carrying out mehano-thermal processing allows to receive the bulk high-strength dispersion-rein-forced alloys and composites with thermally stable structure for technical (alloys on the basis of the titan, molybdenum, copper, iron) and medical, for example, NS commercially pure titan that is not containing alloying elements harmful to a live organism) applications.

By example of alloys on the basis of nickel, aluminium and their intermetallic compounds the analysis of the role of grain boundary diffusion-controlled processes in formation of structure and elastic-plastic properties in conditions of quasi-static and cyclic loadings is carried out, including at joint action of temperature and loading (at creep) [7].

Главным образом на основе результатов работ, выполненных автором с сотрудниками или при его участии проведен анализ роли диффузно-контролируемых процессов в формировании структуры и механических свойств металлов, сплавов и композитов на их основе.

Рассмотрены закономерности формирования зеренно – субзеренной структуры при воздействии интенсивной/ большой пластической деформацией с целью уменьшения размера элементов структуры до наномасштабного уровня и увеличения доли большеугловых границ зерен (ГЗ) в ансамбле «дислокационные малоугловые границы субзерен и большеугловые границы зерен» [1,2]. Показано, что целенаправленное увеличение доли большеугловых границ зерен в полигонизованной структуре за счет формирования большеугловых границ путем последовательного увеличения углов разориентировки на малоугловых границах субзерен при многократном чередовании прокатки (на небольшую степень деформации) и последующего отжига в чистых металлах (на примере Ni, Mo), не приводит к уменьшению размера элементов зеренно – субзеренной структуры менее, чем 0,4 - 0,5 мкм. Это согласуется с имеющимися в литературе теоретическими оценками «насыщения» процесса «дробления» структурных элементов при достижении ими указанного интервала размеров [3]. На примере сплавов Ni-3 об % (H+O₂, ThO₂ или Y₂D₃) показано, что указанный размер коррелирует с расстоянием между частицами, диметром 400 - 500 Å при наличии в структуре частиц от 50 Å до 2000 Å. Это объясняется преимущественным формированием малоугловых границ на частицах (с указанной выше величиной диаметра) [1].

DFMN-2009

Эффективными способами формирования зеренно-субзеренных структур с большой долей большеугловых границ и уменьшением размера элементов структуры является интенсивная пластическая деформация методами кручения под высоким давлением, равноканального углового прессования (РКУП) (в том числе в сочетании с последующей прокаткой [2]), винтовой экструзии [4], всестороннего прессования в штамповой оснастке [5], винтовой в сочетании с обычной сортовой прокаткой [6]. При этом наноструктурированное состояние, отвечающее значительной (до нескольких десятков процентов от общего числа) доле наноразмерных (менее 100 нм) зерен, как правило, удается сформировать в чистых металлах, лишь при использовании РКУП с противодавлением, а также перечисленными выше методами. При этом не обсуждаются другие менее известные методы, например воздействием взрывом, потоками заряженных частиц и другими.

В последние годы обнаружено, что в процессе интенсивной пластической деформации некоторыми из перечисленных выше методов возможно образование микро- и нанопористости, что существенно уменьшает сопротивления усталости, и практически не обнаруживается при испытаниях на активное растяжение. Рассматриваются способы устранения такой пористости.

Проводится анализ результатов компьютерного моделирования и расчета термодинамических характеристик границ зерен (энергии границ и зернограничных напряжений), позволяющих провести сравнение коэффициентов диффузии по границам зерен в СМК и НС металлах с соответствующим в крупнозернистом состоянии.

Предполагается, что неравновесное состояние ГЗ после воздействия пластической деформацией в совокупности с малым размером зерен являются причинами активации зернограничного проскальзывания (ЗГП) в наноструктурных металлах и сплавах при низких гомологических температурах. Интенсивное развитие процесса ЗГП в свою очередь позволяет реализовать в исследуемых материалах низкотемпературную/высокотемпературную сверхпластичность. Высокая диффузионная проницаемость металлов и сплавов в процессе воздействия деформацией и после этого при проведении механо-термической обработки позволяет получать объемные высокопрочные дисперсно-упрочненные сплавы и композиты с термически стабильной структурой для технического (сплавы на основе титана, молибдена, меди, железа) и медицинского, например, НС технически чистый титан, не содержащий вредных для живого организма легирующих элементов) применений.

На примере сплавов на основе никеля, алюминия и их интерметаллических соединений проведен анализ роли зернограничных диффузионно-контролируемых процессов в формировании структуры и упруго-пластических свойств в условиях квазистатического и циклического нагружений, в том числе при совместном действии температуры и нагрузки (при ползучести) [7].

[1] Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. - Новосибирск: Наука. Сиб.предприятие РАН, 1998. – 184с.

[2] Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. - Новосибирск: НАУКА, 2001. - с. 232.

[3] Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С., Свирина Ю.В. Анализ влияния пластической деформации на диффузионные свойства границ зерен // Физика металлов и металловедение. - 2005. – т. 100, №1. С. 17-23

[4] Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г.. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации. Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. - 86 с.ил.

[5] Колобов Ю.Р., Винокуров В.А., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Рожинцева Н.В. Способ получения материала с ультрамелкозернистой или субмикрокристаллической структурой деформированием с обеспечением интенсивной пластической деформации. Патент РФ № 2334582, дата публикации 13.07.2008.

[6] Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Винокур В.Ш., Вейнов В.П. Медицинские имплантаты на основе субмикрокристаллического и наноструктурного титана. Материалы Международного форума по нанотехнологиям, г. Москва, 3-5 декабря 2008 года. – 3 стр.

[7] Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В., и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением.- Москва, Изд-во «МИСиС», 2008. - 328 с.

ИНТЕНСИВНАЯ КРИОГЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕДИ Конькова Т.Н., Миронов С.Ю

Россия, Учреждение Российской Академии Наук ИПСМ РАН, г. Уфа, konkova_05@mail.ru

SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF COPPER AT CRYOGENIC TEMPERATURE Konkova T.N., Mironov S.Yu

Severe deformation processing is an emerging technique for the production of submicron grain structures in metals and metallic alloys. Severe deformation processing has several advantages over techniques for producing materials with ultra-fine grain structures, in that it is relatively inexpensive, and can potentially be scaled up to produce large quantities of material. Here, the mechanisms by which grain refinement takes place during severe deformation are discussed.

Особенности поведения материалов в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) являются объектом исследования современного материаловедения. Существует возможность проведения ИПД в условиях температуры жидкого азота, так называемой криогенной температуры, что позволяет получить минимально возможный размер зерен, обеспечивающий необходимые прочностные характеристики. Целью данной работы было исследование поведения образцов из меди М1 (99,9%) подвергнутой ИПД в условиях криогенных температур.

Исходная субмикрокристаллическая (СМК) структура образцов была получена двумя способами: i) теплой всесторонней изотермической деформацией с постепенным понижением температуры в интервале $500...300^{\circ}$ С при скорости деформации ~ 10^{-3} с⁻¹ (состояние 1); ii) криогенной всесторонней деформацией при скорости деформации около $6 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ (состояние 2). Для достижения более высоких степеней деформации и соответственно дальнейшего измельчения зерна образцы дополнительно были подвергнуты прокатке в условиях криогенной температуры.

Микроструктура образцов состояния 1 характеризовалась макроскопической однородностью со средним размером зерен 650 нм. Визуально внутризеренное пространство характеризуется повышенной плотностью дислокаций, их преимущественное образование – сетки, хотя встречаются и отдельные дислокации. Гистограмма распределения зерен по размерам асимметрична и характеризуется наличием "пика" в области относительно крупных зерен.

Образцы состояния 2 характеризуются однородной ячеистой структурой со средним размером зерен/фрагментов 220 нм. Визуальная плотность дислокаций в пределах ячеек в образцах состояния 2 значительно превышает дислокационную плотность в состоянии 1. Присутствуют зёрна/фрагменты от 100 нм до 450 нм, гистограмма распределения зерен/фрагментов по размерам симметрична.

Последующая криогенная прокатка приводит к уменьшению размера зерен до 180 нм и 160 нм в состоянии 1 и 2 соответственно. Двойники не были обнаружены даже при использовании больших увеличений, следовательно, двойникование вряд ли играло роль в формировании конечной структуры. В обоих состояниях отмечается увеличение прочности и снижение пластичности по сравнению с исходным состоянием. Оптимальное сочетание высокого предела текучести, предела прочности и достаточно высокой пластичности наблюдается при истинной степени деформации е=2.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ Fe-25%Cr-15%Co ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ КРУЧЕНИЕМ С РАСТЯЖЕНИЕМ Корзникова Г. Ф., Корнева А.В.

¹Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, korznikova@anrb.ru

THE FORMATION OF THE STRUCTURE IN HARD MAGNETIC ALLOY Fe-25%Cr-15%Co DURING DEFORMATION BY TENSION COMBINED WITH TORSION Korznikova G.F. Korneva A.V.

We present the results of investigations of structure for Fe-25%Cr-15%Co hard magnetic alloy subjected to plastic deformation via complex loading combining tension with following torsion within the temperature range of hot deformation. Such strain processing results in formation of a gradient microstructure with maximum amount of fragments in the vicinity of outer surface. Moreover, within the temperature range 750-850°C one can observe formation of σ phase which does not precipitate in the non-deformed samples in the same temperature range.

Известно, что магнитные и механические свойства материалов являются структурно чувствительными и регулировать уровень этих свойств можно за счет формирования соответствующей микроструктуры. Направленное формирование структуры металлов и сплавов можно осуществлять, используя различные методы горячей деформации, управляя при этом процессами упрочнения и разупрочнения материала в процессе динамической рекристаллизации. Особенно перспективными и актуальными являются методы интенсивной пластической деформации, так как в этом случае удается получить структуры с субмикро- и нанозернами. Примерами технологических схем реализации методов интенсивной пластической деформации (ИПД) могут быть такие процессы обработки металлов давлением как продольно-поперечная деформация, знакопеременный изгиб, различные схемы прессования, поперечно винтовая прокатка, а также комбинированные схемы нагружения, включающие кручение, осадку и растяжение. Последние градиентного типа с ультрамелкозернистым позволяют получать структуры тонким приповерхностным слоем и крупнозернистой структурой в объеме материала. В этом случае, сочетание высоких прочностных характеристик на поверхности, поскольку максимальные растягивающие напряжения создаются в поверхностных слоях постоянного магнита и достаточных магнитных параметров в объеме может обеспечить требуемый комплекс служебных свойств.

В настоящей работе, на основе результатов экспериментальных исследований методом ИПД по схеме «растяжение с кручением» для магнитотвердого сплава 25Х15К (Fe-25%Cr-15%Co) были выявлены закономерности и количественно оценены структурные изменения при горячей деформации.

Деформирование по схеме «растяжение с кручением» проводили на цилиндрических образцах диаметром 8мм и длиной рабочей части 40мм в изотермических условиях при температурах 750 и 800°С в два этапа: на первом этапе использовали схему растяжения, а на втором кручения с фиксированными захватами.

Как показали электронно микроскопические наблюдения, в результате сложного деформирования растяжением с последующим кручением в образцах происходит уменьшение среднего размера зерен, причем формируется структура градиентного типа. Средний размер зерен в центре рабочей части составил 25 мкм, а около поверхности не более 10мкм. Следует отметить, что наряду с измельчением зерен в деформированной зоне произошло также и выделение σ фазы преимущественно вдоль границ зерен основной α фазы. Дальнейший кратковременный нагрев до температуры растворения σ фазы позволяет получить однофазную структуру с близким размером зерна. Сформировавшаяся при такой схеме деформирования и термообработки градиентная структура дает возможность пластифицировать поверхностные слои заготовки для последующего волочения в предварительно состаренном состоянии с целью получения сильной одноосной текстуры, обеспечивающей максимальные магнитные свойства данного сплава.

ОБ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ МИГРАЦИИ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА ЧИСТОЙ МЕДИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ Корзникова Е.А.¹, Сетман Д.²

1 - Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, helenne@yandex.ru 2 – Австрия, Венский Университет, факультет физики, группа наноматериалов, mail@setman.at

ACTIVATION ENERGY OF DEFECTS MIGRATION IN PURE COPPER AFTER HIGH PRESSURE TORSION

E. Korznikova, D. Setman

When heating a deformed metal in a differential calorimeter, the annealing of deformation induced defects can be observed by the occurrence of exothermic peaks. Information on the nature of the defects can be obtained from the peak temperature and the activation enthalpy. For the latter the methods of Kissinger was applied by evaluating the shifts of the peak temperatures with changing heating rates. It was shown that the value of the activation enthalpy is in the non-monotonous dependence from the strain and pressure applied.

Один из методов интенсивной пластической деформации (ИПД) - пластическая деформация сдвигом под давлением позволяет получить объемные нанокристаллические материалы без пор и микротрещин за относительно короткий промежуток времени и без загрязнения исходного материала. При этом эволюция структуры происходит в несколько стадий. Первая – формирование ячеистой структуры, вторая – образование фрагментированной структуры и третья стадия – формирование однородной СМК структуры с высокоугловыми границами [1]. Определение момента перехода на стадию однородной СМК структуры имеет существенное практическое значение, поскольку с этим переходом связано принципиальное изменение кинетики рекристаллизации, и, как следствие, существенное повышение термической стабильности ультрамелкозернистой структуры. Целью данной работы было исследование зависимости энергии активации миграции дефектов в Си 99.99% от степени деформации и приложенного давления.

Деформацию сдвигом проводили под высоким (2, 4 и 8 ГПа) гидростатическим давлением до степеней деформации $\gamma = 1-60$, где $\gamma = r\varphi/d$, r - радиус образца, d – его толщина и φ - угол поворота наковальни, рад. Полученные образцы исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии на приборе PERKIN-ELMER DSC 7. В процессе нагрева в калориметре отжиг дефектов деформационного происхождения вызывает появление экзотермических пиков на кривой нагрева. Температура пика зависит от степени деформации и чистоты материала. Влияние на температуру пика также оказывает скорость нагрева образца в ячейке калориметра. Было установлено, что с увеличением скорости нагрева происходит незначительное уменьшение температур пиков. Этот эффект был использован для определения энтальпии активации дефектов методом Киссинджера путем подстановки данных в уравнение (1) и построения простой регрессии [2]



Рис. 1. График Киссинджера для расчета энергии активации миграции дефектов для чистой меди после ИПД кручением под давлением 4 ГПа, степень деформации 🛙 у=48

$$ln\left(\frac{\Phi}{T^2}\right) = -\frac{Q}{R}\frac{1}{T} + const.$$
 (1),

где Φ – скорость нагрева, T – абсолютная температура пика, R – универсальная газовая постоянная. Пример графика Киссинджера для расчета энергии активации приведен на рис.1.

График зависимости энергии активации миграции и от степени деформации и от дефектов Еакт величины приложенного давления показан на рис. 2. Для всех трех давлений прослеживается схожее поведение кривых с ростом степени деформации, что говорит о достоверности полученных результатов. Интервал температур пиков в целом составил 130-210^оС, энергия активации миграции лефектов изменялась при этом от 0,4 до 0,9 эВ. Такой большой значений обусловлен разброс различиями в структурных состояниях исследованного материала.

Полученные значения кореллируют со значением энергии активации самодиффузии E_{акт} =0,5 эВ данным в литературе [3]. Контролирующим механизмом при релаксации структуры в процессе нагрева является диффузия, поэтому рассчитанные значения энергии активации миграции дефектов следует сравнивать со значением энергии активации самодиффузии. Отклонения от этого значения

возможны ввиду того, что в материале после ИПД большая доля зернограничной фазы, диффузия в



Рис.2. Зависимость Е _{акт} и Т _{пика} от степени деформации при кручении под давлением 2 ГПа (а), 4 ГПа (б) и 8 ГПа (в)

которой облегчена. Так же существует вероятность диффузии по ядрам дислокаций, которая также обладает более низкой энергией активации.

На рис. 2 (а) видно, что происходит плавное падение величины Еакт и Т пика до степени деформации γ=11, где Еакт =0,5 эВ и T_{пика}= 140^оС после чего наблюдается рост последних. Немонотонность графика может говорить о том, что при достижении определенной степени деформации в материале начинают происходить динамические релаксационные процессы, формируется структура меньшей с плотностью дефектов, которой нужно сообщить большее количество теплоты для начала возврата и рекристаллизации. Можно также отметить что при более высоких давлениях - 4 и 8 ГПа (рис. 2 б, в) перелом графика зависимости Е акт от у имеет место при более низких степенях деформации. При 8 ГПа наблюдается наиболее низкая величина Еакт и Тпика Это может говорить о том, что величина приложенного давления влияет на начало рекристаллизации динамической И. следовательно, на полученную в результате структуру и величину энергии активации миграции дефектов. В данном случае можно сказать, что влияние давления неоднозначно наиболее стабильная структура, которой соответствует наибольшая величина Еакт формируется при давлении 4 ГПа. Динамической рекристаллизации может

также способствовать саморазогрев образцов ИПД. Влияние в процессе величины лавления на структуру исследовались в [4], где с увеличением приложенного давления наблюдали рост напряжения течения в процессе ИПД и увеличение концентрации дефектов. Таким образом, можно заключить, что 1. Метод Киссинджера является эффективной методикой для определения энергии активации миграции дефектов. 2. Рассчитанные величины Е_{акт} составили

от 0,4 до 0,9 эВ, наибольшие значения наблюдались при небольших степенях деформации. Список литературы.

- 1. Baretzky B., Baró M. D., Grabovetskaya G. et al. P. Fundamentals of interface phenomena in advanced bulk nanoscale materials. Reviews of advanced material science., 2005, V.9, p 45-108.
- Kissinger H.E., Reaction kinetics in differential thermal analysis. Anal. Chem., 1957, V. 29, p.1702-1706.
- 3. Wollenberger H.J., Cahn R.W., Haasen P. (Eds.). Physical Metalurgy, 1983, V. 9, p.1189-1221.
- 4. M. Zehetbauer, H.P. Stüwe, A. Vorhauer, E. Schafler, J. Kohout. Advanced Engineering Materials 2003, V. 5, p.330-337.
НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТІNІ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю. Россия, Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, dorzh@ispms.tsc.ru

THE INELASTIC EFFECTS IN TINI BASED ALLOYS WITH SUBMICROCRYSTALLINE STRUCTURES

Lotkov A.I., Grishkov V.N., Baturin A.A., Girsova N.V., Zhapova D.Yu.

The experimental results about superelasticity at 295K and shape memory effects (SME) in submicrocrystalline (SMC) states of $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (at.%) and TiNi alloys are presented. The superelasticity expressed most brightly in SMC $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ samples. SME was observed both in coarse grained samples and in SMC state of TiNi alloys.

В работе приведены результаты исследования проявления эффекта сверхэластичности в циклах «нагружение-разгрузка» при 295К и эффекта памяти формы (ЭПФ) при последующем нагреве разгруженных образцов в двойных сплавах на основе никелида титана с субмикрокристаллической (СМК) структурой. Средний размер фрагментов зеренно-субзеренной структуры в эквиатомном TiNi составляет 300-500 нм, в сплаве Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат.%) – 280 нм.

Исследования функциональных свойств бинарных сплавов на основе TiNi проводили при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника с диапазоном рабочих температур от 120К до 570К. Изотермические циклы «нагружение до достижения предельного напряжения τ_{max} – разгрузка» проводили при 295К. Величину ЭПФ определяли равной величине возврата деформации при последующем нагреве разгруженных образцов. Величина недовозврата деформации после завершения формовосстановления является чисто пластической компонентой деформации, накапливаемой в процессе изотермического деформирования при 295К.

При охлаждении и нагреве в сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) реализуется последовательность мартенситных превращений (МП) $B2\leftrightarrow R\leftrightarrow B19'$ (где B2, R, B19' – кубическая высокотемпературная модификация, ромбоэдрическая и моноклинная мартенситные фазы, соответственно) (рис.1а). Температура МП $B2\leftrightarrow R T_R=292K$, температуры начала и конца МП $R\rightarrow B19'$ ($M_s=250K$ и $M_f=218K$) и

температуры МΠ $B19' \rightarrow R$ $(A_s = 279K)$ A_f=283K). В И эквиатомном TiNi при охлаждении МΠ реализуется последовательности В2→R→B19', а при нагреве – В19'→В2 (рис.1б). Температуры МП $B2 \leftrightarrow R T_R = 333K$, a M∏ R→B19′ реализуется в интервале температур от M_s=319К М_f=302К. Обратное ЛО МΠ В19'→В2 протекает в интервале температур от А_s=330К до А_f=355К. Таким образом, эквиатомный сплав при 295К имел структуру мартенсита B19', а сплав Ti_{49.8}Ni_{50.2} (ат.%) – кубическую В2 структуру.



сплавов в интервале температур мартенситных превращений; а – сплав Ti_{49,8}Ni_{50,2}(ат.%), б – сплав TiNi

Показано, что в эквиатомном никелиде титана с СМК состоянием при внешних напряжениях менее 420 МПа сверхэластичность выражена слабо ($\gamma_{cs.}\leq2,3\%$) (рис.2б). При этом величина однократного ЭПФ достигает 9,8%. После нагружения до 420 МПа и разгрузки в последующих циклах «охлаждение-нагрев» через интервалы температур МП обнаружен обратимый ЭПФ, отсутствующий после нагружения с меньшими значениями τ_{max} . Величина обратимого ЭПФ достигает ~1%. Появление остаточной пластической деформации γ_{rp} , наблюдается при $\tau_{max}>50$ МПа. При этом γ_{rp} увеличивается практически линейно с повышением τ_{max} и достигает ~3% при $\tau=420$ МПа. Внутренние напряжения при данной величине остаточной деформации обеспечивают обратимое макроскопическое формоизменение при охлаждении и нагреве образцов без приложения внешней нагрузки.

В СМК сплаве Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат.%), имеющем при 295К структуру B2 фазы, в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при $\tau_{max} \leq 250$ МПа наблюдается в основном эффект сверхэластичности (рис.2а). Максимум проявления сверхэластичности при нагружении и разгрузке достигается при τ_{max} вблизи 260 МПа и составляет 10,8%. В интервале внешних напряжений от 260 до 380 МПа эффект сверхэластичности деградирует, но при этом наблюдается увеличение проявления однократного ЭПФ в процессе последующего нагрева разгруженных образцов. Незначительная остаточная пластическая деформация, γ_{rp} , появляется при $\tau_{max} > 100$ МПа, слабо растет с увеличением τ_{max} (~0,1% при $\tau_{max} = 250$ МПа). При $\tau_{max} > 250$ МПа происходит более интенсивное накопление γ_{rp} , достигающей 0,4% при $\tau_{max} = 400$ МПа. Деградация величины эффекта сверхэластичности и интенсивный прирост $\gamma_{ЭПФ}$ коррелируют с началом стадии интенсивного накопления γ_{rp} . Величина накапливаемой пластической деформации в сплаве Ti_{49,8}Ni_{50,2} (ат.%) почти в 5 раз меньше, чем в эквиатомном никелиде титана в интервале $\tau_{max} \leq 420$ МПа.



Рис.2 – Неупругая деформация, $\gamma_{cB.}$, возвращаемая в режиме проявления сверхэластичности в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при 295К, однократный эффект памяти формы, $\gamma_{ЭП\Phi}$, и остаточная пластическая деформация, γ_{rp} , после завершения формовосстановления; а – сплав Ti_{49,8}Ni_{50,2}(ат.%), б – сплав TiNi

Таким образом, двойные сплавы на основе TiNi в CMK состоянии демонстрируют значительные по величине эффекты сверхэластичности и памяти формы, близкие к теоретически возможному ресурсу формоизменения [1]. При этом влияние перехода от крупнозернистого состояния к CMK структуре на неупругие эффекты наиболее ярко выражено в сплаве с 50,2 ат.% Ni: в крупнозернистом состоянии образцов при 295К и $\tau_{max} \leq 250$ МПа эффект сверхэластичности выражен слабо ($\gamma_{cB} \leq 3\%$), а при последующем нагреве разгруженных образцов наблюдается ЭПФ с $\gamma_{ЭПФ} \leq 9\%$. В эквиатомном сплаве преобладает проявления ЭПФ независимо от состояния микроструктуры образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2007-2009гг. (проект № 3.6.2.2), Программы Президиума РАН (№ 18.2), Грантов РФФИ (№ 09-08-90420-Укр.-ф.-а, № 08-09-00515).

Литература:

1. Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства. Под ред. В.Г. Пушина. – Екатеренбург: УрО РАН. 2006. 438с.

ОБ ЭФФЕКТЕ СОВМЕЩЕНИЯ ДИСПЕРСИОННОГО И НАНОСТРУКТУРНОГО УПРОЧНЕНИЯ В ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ Маркушев М.В.*, Крымский С.В., Никулин П.А., Мурашкин М.Ю., Ситдиков О.Ш. Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,* mvmark@imsp.da.ru

ON SINERGETIC EFFECT OF PRECIPITATION HARDENING AND NANOSTRUCTURING IN SEVERELY DEFORMED COMMERCIAL HIGH-STRENGTH ALUMINUM ALLOYS Markushev M.V., Krymskiy S.V., Nikulin P.A., Murashkin M.Yu., Sitdikov O.Sh.

Three commercial high-strength aluminum alloys (7075, 7475 and 1960) with different additions of transition metals were subjected to severe plastic deformation (SPD) by high-pressure torsion (up to 10 rotations) at ambient temperature. Before SPD they were (i) solution treated and water quenched and then (ii) artificially aged. In distinction with state (i), besides the dispersoids of aluminides of transition metals the alloys in state (ii) had high densities of nanoprecipitates of strengthening phases. TEM and X-ray analysis of the SPD-ed alloys indicate an increase in volume fraction of recrystallized grains with strain. Relatively uniform nanocrystalline structure with highly non-equilibrium grain boundaries and high dislocation densities was observed in all the alloys and conditions. However, the initial alloy state significantly affects the morphology of the microstructure evolved. In the «aged» alloys the mixed structure composed of elongated and equiaxed crystallites was developed even after high strains, whereas in the «quenched» ones, the essentially equiaxed grains were formed. The size of equiaxed grains was around 50-80 and 80-100 nm in the (i) and (ii) conditions, respectively, and the elongated crystallites were up to 300 nm in length. In addition, X-ray analysis has shown that the coherent domain size was gradually decreased with strain up to 30-50 nm. At all strains investigated, it remained slightly smaller in the as-quenched states. Besides, internal elastic stresses significantly increase in the earlier stages of deformation; then they drop rapidly with strain in the quenched alloys and, in contrast, practically do not change in aged ones. Qualitative X-ray phase analysis has also revealed differences in the investigated alloy conditions owing to SPD-activated solid solution decomposition and phase transformations. It is found, that the peak-aged states in the preliminary quenched alloys are formed at lower aging temperatures and less times as compared to T6 temper. One of the reasons is the simultaneous processes of the solid solution decomposition with precipitation of strengthening phases, recovery and discontinuous recrystallization in the alloy matrix. As a result, the hardness of the alloys increased from 150-170 Hv in T6 processed state to 250-270 Hv in precipitation and nanostructure hardened condition.

Nature and physical models for microstructure and phase transformations during SPD in highstrength aluminum alloys are discussed in detail.

Эффекты от совмещения наноструктурного и дисперсного упрочнения анализировали для трех высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu-x: 7075 стандартного состава; 7475 модифицированного цирконием и B96ц3 с добавкой скандия, который, с имевшимся цирконием, обеспечил дополнительное упрочнение сплава за счет формирования при гомогенизации слитка повышенной плотности когерентных наноразмерных алюминидов. Интенсивную пластическую деформацию (ИПД) сплавов реализовали при комнатной температуре кручением до 10 оборотов под давлением до 6 ГПа образов в виде дисков толщиной 0.4 и диаметром до 20 мм. При этом сплавы до ИПД предварительно закаливали (i) и искусственно старили (ii). В состоянии (i) кроме грубых частиц первичных фаз в зернах присутствовали дисперсные алюминиды переходных металлов, к которым в (ii) при старении добавлялись когерентные и полукогерентные частицы упрочняющих фаз.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) показала, что ИПД обоих состояний формирует сравнительно однородное нанофрагментированное строение матрицы сплавов. При этом структурное исходное состояние сплава слабо влияет на средний размер фрагментов, но заметно сказывается на их распределении по размерам и морфологии наноструктуры. Так в «состаренных» состояниях обнаруживается структура смешанного типа, состоящая из равноосных ~ 50-80 нм и вытянутых до 300 нм фрагментов, в то время как в закаленных сплавах наноструктура более однородна и преимущественно состоит из равноосных ~80-100 нм фрагментов.

По данным ПЭМ и рентгеноструктурного анализа установлено, что изменения размера фрагментов от степени деформации коррелируют с изменениями размера области когерентного рассеяния. При этом размер области был несколько меньше в предварительно закаленных сплавах и после ИПД составлял ~30-50 нм. Кроме того, после деформации сплавов до 2-х оборотов в обоих

состояниях отмечали резкое увеличение внутренних упругих напряжений. Но затем в закаленных сплавах они уменьшались, а в состаренных оставались практически без изменений. Такое поведение свидетельствовало о том, что контролирующим механизмом формирования новых зерен является динамический возврат.

Также установлено, что ИПД не приводит к заметным изменениям природы и объемной доли первичных фаз, которые контролировали цветной оптической металлографией и растровой электронной микроскопией. Происходит лишь заметное уменьшение их размеров, вызванное механическим растрескиванием наиболее крупных частиц. Однако ИПД приводит к изменению фазового состава и параметров вторичных упрочняющих фаз обоих состояний сплавов. Так в закаленных сплавах обнаружено динамическое и пост-ИПД естественное старение с формированием зон Гинье-Престона. Аналогичные процессы проходят и в предварительно состаренном состоянии (ii). К другим важным изменениям в результате ИПД следует отнести потерю когерентности дисперсными выделениями алюминидов циркония и скандия, сопровождающейся заметным увеличением их размера вследствие активизации их роста из-за повышенной диффузии в сильно деформированной алюминиевой матрице.

Описанные выше структурные изменения, вызванные ИПД, заметно повышают прочность и твердость обработанных материалов. Так твердость сплава В96ц3 в (i) состоянии увеличилась с 80-95 до 170-200 Hv и достигла уровня, отмечаемого в крупнозернистом сплаве после термической упрочняющей обработки T1, т.е. после его максимального дисперсного упрочнения, обусловленного распадом твердого раствора и формированием большой плотности выделений упрочняющих фаз. При этом пределы текучести и прочности сплава при растяжении при комнатной температуре достигли 890 и 940 МПа, соответственно, при относительном удлинении 4-6%. Похожие тенденции упрочнения в результате ИПД отмечались и в сплаве 7075. Причем менее легированный и менее прочный сплав за счет деформационного упрочнения приобретал близкую твердость и прочность, что и В96ц3. Так в состоянии T1 крупнозернистый сплав 7075 демонстрировал твердость 155-165Hv и пределы текучести и прочности ~475МПа и 520МПа. А после ИПД предел его текучести практически сравнивался с пределом прочности и достигал 900 МПа при твердости до 210Hv.

Установлено, что при пост-ИПД нагревах в области температур старения предварительно закаленных сплавов их термическое упрочнение, вследствие распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора, протекает одновременно с возвратом и рекристаллизацией фрагментированной структуры. Наложение этих процессов приводит к активизации распада и смещению максимумов на зависимостях твердости от длительности старения к меньшим выдержкам. В результате пост-ИПД старение приводит к еще большему упрочнению сплавов (твердости до 270 Hv) за счет совмещения эффектов структурного и дисперсного упрочнения.

Сделан вывод о том, что указанные факторы и обнаруженная феноменология изменения параметров структуры матрицы и вторых фаз свидетельствуют в пользу того, что формирование наноструктуры сплавов происходит быстрее, и она формируется более однородной, в предварительно закаленных состояниях, в которых пластическое наноструктурирование контролируется стабильными дисперсоидами алюминидов переходных металлов. Предварительная закалка и последующая холодная ИПД, приводящая к наноструктурированию, вносит значительный вклад в упрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов, придавая им рекордные для деформируемых сплавов параметры твердости и прочности при растяжении, превышающие 900 МПа. При этом совмещение фиксации предварительной закалкой пересыщенного твердого раствора основными легирующими элементами с ИПД наноструктурированием кристаллической основы и ее пост-ИПД дисперсным упрочнением вторичными выделениями позволяет еще больше повысить их твердость. Однако из-за высокой хрупкости наноструктурных сплавов аналогичного повышения прочности при растяжении зафиксировать не удалось.

Обсуждены необходимость проведения дальнейших исследований особенностей пластической деформации и разрушения интенсивно пластически деформированных алюминиевых сплавов, перспективы достижения в них уникального комплекса свойств, а также области возможного практического применения сверхпрочных наноструктурно- и дисперсно-упрочненных сплавов.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант 08-08-12135-офи).

ПРОЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО СПЛАВА Д16 ОБУСЛОВЛЕННАЯ ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И НАНОСТРУКТУРИЗАЦИЕЙ ПРИ ПОСТ-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ТЕРМООБРАБОТКЕ

Маркушев М.В.¹, Автократова Е.В.¹, Астанин В.В.^{1,2}, Казакулов И.Я.¹, Мочалова М.Ю.², Мурашкин М.Ю.^{1,2}, Ситдиков О.Ш.¹

Россия, ¹Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ²Уфимский государственный авиационный технический университет, mvmark@imsp.da.ru

EFFECT OF PHASE TRANSFORMATIONS AND NANOSTRUCTURING UNDER POST-DEFORMATION HEAT TREATMENT ON STRTENGTH OF CRYOROLLED D16 ALUMINUM ALLOY

Markushev M.V., Avtokratova E.V., Astanin V.V., Kazakulov I.Ya, Mochalova M.Yu., Murashkin M.Yu., Sitdikov O.Sh.

The effects of treatment involving quenching, isothermal rolling with ~ 75% reduction at the temperature of the liquid nitrogen and following artificial aging and annealing to 450°C on microstructure and hardness of D16 alloy (Al-4.2Cu-1.5Mg-0.6Mn) were investigated. No nanostructuring due to cryodeformation was found. In the as-rolled alloy the high-density dislocation cell structure fragmented by shear bands was developed. Such a structure was almost stable upon subsequent one hour annealing to 200°C with a hardness of about 165-175 Hv. Further temperature increase to 300°C led to a rapid decrease in the alloy hardness to 80-90 Hv reasoned by recovery and static recrystallization and resulted in the mixed structure consisting of recrystallized nanograins in unrecrystallized matrix. The cryorolled structure significantly accelerates the decomposition of supersaturated solid solution under post-deformation aging. As compared to the conventional peak-aged T6 temper leading to hardness of ~150 Hv the higher alloy hardness of ~210 Hv was obtained after rolling and subsequent annealing at lower temperatures and shorter times. The role of matrix and phase transformations in formation the alloy ultra-high strength under the treatment involving cryorolling is discussed.

В последние десятилетия предметом активных исследований и дискуссий является пластическое наноструктурирование металлических материалов с использованием специально разработанных деформационных методов, реализующих большие сдвиговые деформации [1,2]. Вместе с тем, значительный потенциал для изготовления полуфабрикатов с нанокристаллической структурой имеют и обычные промышленные способы, такие как листовая прокатка. Так из немногочисленных работ в этой области известно [3,4], что снижение температуры прокатки до температур жидкого азота и гелия приводит к большей развитости и дефектности деформационной структуры металлов и сплавов, а в ряде случаев, и к формированию в них наноструктурных состояний, обладающих повышенной прочностью.

В работе исследовали эффекты криогенной прокатки и пост-деформационного отжига на микроструктуру и твердость промышленного алюминиевого сплава Д16 (Al-4.2Cu-1.5Mg-0.6Mn). Деформацию сплава с исходной рекристаллизованной структурой с размером зерна ~ 60x30 мкм (рис. 1a) проводили многопроходной прокаткой в изотермических условиях (при температуре валков и заготовки, близкой к температуре жидкого азота) с суммарной степенью ~75%. Предварительно заготовки подвергали стандартной закалке, а после деформации - искусственному старению и кратковременным отжигам в интервале температур от комнатной до 450°C.

Обнаружено, что в процессе криогенной деформации в сплаве формируется высокодефектная дислокационная структура, состоящая из ячеек и областей с высокой плотностью решеточных дислокаций, фрагментированная полосами сдвига (рис. 1 б и в). Такую структуру нельзя аттестовать как нанокристаллическую, поскольку она представляет собой развитую дислокационную структуру с низкой долей высокоугловых границ, причем преимущественно границ исходных зерен.

Как показали эксперименты, указанная структура оказалась сравнительно стабильной при часовых нагревах до температур ~200°С. При этом сплав демонстрировал практически ту же твердость (165-175HV), что была зафиксирована сразу после прокатки. Такое поведение сплава обусловлено одновременным развитием распада пересыщенного до деформации алюминиевого твердого раствора и возврата деформированной структуры, потеря в твердости от которого компенсировалась дисперсионным твердением от формирующихся упрочняющих фаз. Повышение температуры отжига выше 200°С заметно снижало твердость сплава, которая стабилизировалась на уровне 80-90HV при достижении 300°С. Причина такого падения твердости преимущественно вызвана



Рис. 1. Структура сплава Д16 до (а) и после криогенной прокатки (б) и (в). (а) и (б) – оптическая, (в) просвечивающая электронная микроскопия.

возвратом и статической рекристаллизацией матрицы сплава с формированием наноразмерных зерен и последующим их нормальным ростом, приводящим к огрублению зеренной структуры. Так, первые рекристаллизованные зерна размером ~50-100 нм отмечались в сплаве уже после нагрева до 200°С, а после отжига при 300°С фиксировалась структура смешанного типа, состоящая из свободных от дислокаций ультрамелких зерен размером от 0.4 до 2 мкм, окруженных нерекристаллизованными областями со структурой возврата. После же отжига при 450°С сплав приобретал полностью рекристаллизованную структуру с размером зерна 15-20 мкм.

Изучение особенностей изменения тонкой структуры и твердости сплава в зависимости от температуры и длительности искусственного старения позволило установить, что криогенная

прокатка заметно активизирует распад пересышенного до деформации алюминиевого твердого раствора. При этом полученные данные свидетельствовали не только об изменении кинетики этого процесса, но, вероятно, и о его стадийности (рис. 2). В отличие от серийной упрочняющей обработки Т1 на максимальную твердость (закалка + старение при 190°С, 12 часов), после которой фиксировалась твердость сплава ~150HV, обработка, включавшая криопрокатку, привела к его более высокой твердости - 195-210HV. Причем такой результат достигался при старении деформированного при сплава более низких температурах и меньших выдержках. Однако при более длительных выдержках старения при 190°С твердость криопрокатанного и недеформированного сплава становилась практически одинаковой. Одна из причин такого поведения обусловлена тем, что при искусственном старении прокатанного сплава



Рис. 2. Зависимости твердости от длительности старения при различных температурах сплава Д16 до (•) и после (о) криогенной прокатки.

одновременно с дисперсионным твердением происходило его разупрочнение вследствие развития статического возврата и рекристаллизации. При этом дисперсность вторичных упрочняющих фаз в криодеформированном сплаве была выше, чем в недеформированном состоянии.

Сделан вывод о перспективности изготовления и использования сверхпрочных криопрокатанных полуфабрикатов из термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант 08-08-12135-офи).

Литература

[1]. V.M. Segal, Mater.Sci.Eng. A197 (1995) 157.

- [2]. Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, Acta Mater. 46 (1998) 3317.
- [3]. J. Yin., J. Lu, H. Ma, P. Zhang, J. Mater. Sci. 39 (2004) 2851.
- [4]. Y. B. Lee, D. H. Shin, K.-T. Park, , W. J. Nam, Scripta Mater. 51 (2004) 355.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ

Назарова А.А.¹, Мулюков Р.Р.¹, Царенко Ю.В.², Назаров А.А.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия, imsp@anrb.ru ²Институт технической акустики НАН Беларуси, г.Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

THE INFLUENCE OF ULTRASOUND VIBRATIONS ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF ULTRAFINE-GRAINED NICKEL

A.A.Nazarova, R.R.Mulyukov, Yu.V.Tsarenko, A.A. Nazarov

The effect of ultrasonic processing on the ultrafine-grained (UFG) structure of pure nickel is examined. It is shown that ultrasound waves with sufficient amplitude result in a reduction of internal stresses in the material and form homogeneous UFG structure with equilibrium grain boundaries. An increase of the thermal stability and changes in the character of the dependence of microhardness on annealing temperature are also observed.

В последнее время большое внимание уделяется изучению физического и механического поведения ультрамелкозернистых (УМЗ) и нанокристаллических (НК) материалов, полученных деформационными методами, в связи с повышенными значениями их физических, химических и механических свойств [1-3]. Эти материалы обладают высокими прочностными свойствами, однако для них характерны значительные искажения кристаллической решетки, источниками которых являются неравновесные границы зерен. В результате пластичность материала резко падает.

В то же время в технике все большее распространение получают технологические процессы, в которых используются механические колебания, в том числе высокочастотные [4]. Перспективным применением методов такой обработки является снятие остаточных напряжений или их перераспределение в материале под действием ультразвуковых колебаний, что особенно актуально для высокопрочных НК материалов с низкой пластичностью.

В настоящей работе проведено исследование влияния ультразвуковых колебаний разной амплитуды на физические и механические свойства УМЗ материалов на примере чистого никеля, поведение которого в УМЗ состоянии довольно хорошо изучено ранее [1,5-6].

Образцы чистого никеля были подвергнуты интенсивной пластической деформации методом КГД при комнатной температуре и давлении в 5 ГПа. Далее была проведена ультразвуковая обработка (УЗО) образцов с частотой 22 кГц и разными значениями амплитуд. Термическая стабильность образцов исследовалась с помощью отжигов в воздушной печи в интервале температур 130-500 °С в течение 2 часов. Исследование микроструктуры проводилось методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.



в) г) Рис.1. Микроструктура никеля, ПЭМ: а) КГД 5 ГПа; б) КГД и отжиг при 150°С; в) КГД и УЗО 80 МПа; г) КГД и УЗО 140 МПа.

В результате интенсивной пластической деформации в образцах была сформирована УМЗ структура со средним размером зерен 180 нм. Этому состоянию отвечает высокий уровень внутренних напряжений и высокая плотность дислокаций вблизи границ зерен (рис.1,а). Такая структура является нестабильной и уже при температуре 150°C в УМЗ никеле начинается аномальный рост зерен, при котором в мелкозернистой матрице отдельные зерна достигают размеров более 1,5 мкм (рис.1,б).

Значение микротвердости остается постоянным до начала рекристаллизации. Затем оно скачком падает и далее монотонно убывает с увеличением температуры отжига. Такое поведение микротвердости было описано в работе [5].

После проведения УЗО наблюдали следующее. Происходит незначительный рост зерна, вероятно, связанный с небольшим повышением температуры в результате рассеяния механической энергии в процессе распространения механических волн в поликристалле никеля. В связи с этим происходит некоторое снижение микротвердости. Однако по ПЭМ-изображениям видно, что УМЗ структура становится равновесной, внутренние объемы зерен свободны от дислокаций, а границы зерен становятся ровными и имеют полосовой контраст, характерный для равновесных границ зерен (рис.1, в,г).

Данные рентгеноструктургого анализа показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений в никеле, причем, чем больше амплитуда воздействия, тем больше этот эффект.

Интересен также тот фак₁, что после УЗО происходит некоторое повышение термической стабильности, и микротвердость остается постоянной до более высокой температуры отжига, чем после КГД. а последующие отжиги приводят к ее плавному снижению в отличие от скачкообразного изменения в состоянии после КГД.

Список литературы:

[1] Nazarov A.A., Mulyukov R.R. In: Nanoscience, Engineering and Technology Handbook / Eds. Lyshevski S., Brenner D., Iafrate J. Goddard W. Boca Raton: CRC Press. 2002. P. 22-1-22-41.

[2] Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.

[3] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398с.

[4] Панин А.В., Казаченок М.С., Почивалов Ю.И., Иванов Ю.Ф., Панина А.А. //Изв.вузов. Физика. 2009г. №1. С.74-82.

[5] Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М., Валиев Р.З., Салимоненко Д., Димитров О. // ФММ. 1997. Т.84. Вып. 4. С. 133-139.

[6] Тюменцев А.Н., Пижнин Ю.П., Коротаев А.Д., Третьяк М.В., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. // ФММ. 1998. Т.86. Вып.6. С.110-120.

ВЛИЯНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ТИТАНА Никулин С.А., Добаткин С.В., Ханжин В.Г., Рогачев С.О.

Россия, Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов» nikulin@misis.ru

THE INFLUENCE OF IMPURITIES ON DEFORMATION AND FRACTURE OF SUBMICROCRYSTALLINE ALUMINUM ALLOYS AND TITANIUM Nikulin S.A., Dobatkin S.V., Khanzhin V.G., Rogachev S.O.

The influence of impurities on deformation and fracture of submicrocrystalline aluminum Al-6%Mg and Al-6.1%Mg-0.3%Sc-0.1%Zr alloys and titanium after severe plastic deformation (SPD) by equal channel angular pressing (ECAP) as well as the same convenient alloys were investigated by joint analysis of stress-strain diagrams and acoustic emission (AE) method. The AE measurements carried out during material tension tests give new information regarding the processes deformation and fracture in materials and, together with the methods of microstructure, phase and fractography analysis.

Интерес к объемным нано- и субмикрокристаллическим материалам, полученным методами ИПД, во многом обусловлен их чрезвычайно высокими механическими свойствами, прежде всего высокой прочностью. Одними из мало изученных являются вопросы деформации и разрушения материалов с субмикрокристаллической структурой, в том числе в условиях присутствия в их структуре включений, что актуально для практического применения этих материалов.

Пластичность и сопротивление разрушению сплавов зависят от их способности к стабильному пластическому течению под действием растягивающих напряжений без локализации деформации. Ранняя потеря устойчивости пластического течения при деформации является причиной низкой технологической пластичности и вязкости разрушения.

Изучено влияние исходной структуры на деформацию и разрушение при растяжении субмикрокристаллических алюминиевых сплавов АМг6, A1 – 6,2%Mg – 0,24%Sc и титана после интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием. Проведен совместный анализ диаграмм деформации и акустической эмиссии, а также результатов металлографических и фрактографических исследований [1-3]. Проанализировано влияние включений на устойчивость пластического течения и разрушение при растяжении сплавов.

Исследовали алюминиевые сплавы AMr6, Al – 6,2%Mg – 0,24%Sc и титан марки Grade 4 в двух структурных состояниях: исходном крупнозернистом (K3) до интенсивной пластической деформации и в состоянии с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ) после ИПД. Ультрамелкозернистую структуру в исследуемых материалах получали методом РКУП по следующим схемам. РКУП сплавов алюминия проводили на образцах размером 20x20x120 мм при 220° C с углом пересечения каналов 90° и числом проходов n = 4 (для сплава Al – 6,2%Mg – 0,24%Sc) и n = 6 (для сплава AMr6), что соответствует истинной деформации ~4,5 и ~6,8 соответственно^{*}. РКУП привело к получению преимущественно УМЗ структуры с высокоугловыми границами зерен со средним размером 200 - 400 нм в сплаве Al – 6,2%Mg – 0,24%Sc и 400-800 нм в сплаве AMr6.

Заготовки титана марки Grade 4 с диаметром прутка 25 мм и размером зерна 30 мкм были подвергнуты комбинированной обработке, включавшей РКУП^{**} при 450°C с углом пересечения каналов 90° по маршруту Вс с 8 проходами, последующую теплую прокатку в интервале температур 350 – 400°C и отжиг при 300 °C, 1 ч. В результате комбинированной обработки были получены прутки титана диаметром 7 мм и длиной 3 м. Размер зерна после обработки, включающей РКУП, составлял 100 – 400 нм.

В исследованных сплавах до и после РКУП содержались включения, в крупнозернистой структуре большие по размеру, чем в ультрамелкозернистой: в сплаве AMr6 – Al₆Mn со средним размером $d_{BK\pi} = 10,2$ и 8,1мкм, в сплаве AI – 6%Mg – 0,3%Sc – Al₃(Zr,Sc) и Al(Fe,Mn) с $d_{BK\pi} = 11,1$ и 9,2 мкм, в титане – оксиды и карбиды титана с $d_{BK\pi} = 7,1$ и 5,5мкм, соответственно.

Совместный анализ диаграмм деформации, АЭ, результатов металлографии и фрактографии выявил следующую картину деформации и разрушения при растяжении алюминиевых сплавов с включениями. При равномерной деформации в алюминиевой матрице происходит обычная

^{*}РКУ прессование проведено к.т.н. В.И.Копыловым (ФТИ НАН Беларуси, г.Минск)

^{**}РКУ прессование проведено к.т.н. Г.И. Раабом (УГАТУ, г. Уфа)

деформация внутри зерен в КЗ состоянии и «скачкообразная» деформация с образованием полос сдвига в УМЗ состоянии. При этом в материале происходит хрупкое разрушение включений без проникновения образующихся микротрещин в матрицу. Несмотря на интенсивное накопление микротрещин от разрушения включений, они не приводят к потере устойчивости течения образца и локализации деформации в шейке.

В сплавах АМг6 с размером зерна 50 – 70 мкм при растяжении наблюдается раннее трещинообразование на включениях на начальной стадии равномерной деформации задолго до локализации деформации и разрушения образца в шейке. Это приводит к формированию неоднородного вязкого излома с наличием вторичных трещин и расслоений, что свидетельствует о пониженной технологической пластичности сплавов.

В сплавах АМг6 и Al – 6,2% Mg – 0,24% Sc с ультрамелкозернистой структурой (300 – 400 нм) в состоянии высокой прочности после РКУП при равномерной деформации разрушение включений происходит непосредственно перед локализацией деформации в шейке образца. При этом формируются вязкие изломы с однородным мелкоямочным строением без расслоений и вторичных трещин.

В образцах с КЗ и УМЗ структурой шейка образуется из-за геометрического разупрочнения (без формирующей ее макротрещины) с последующим разрушением вязким срезом по полосам локализованной деформации. Образование и накопление микротрещин от разрушения включений при растяжении образцов алюминиевых сплавов с КЗ и УМЗ структурой не приводит к ранней потере устойчивости течения, что свидетельствует о достаточно высоком запасе пластичности матрицы сплавов даже в высокопрочном состоянии с ульрамелкозернистой структурой после РКУП.

Потеря устойчивости течения при растяжении УМЗ титана в высокопрочном ульрамелкозернистом состоянии происходит от разрушения неметаллических включений, слияние микротрещин от которых приводит к локализации деформации и образованию шейки. В КЗ титане с меньшей прочностью разрушение неметаллических включений при деформации не приводит к потере устойчивости течения.

Титан с высокой прочностью в УМЗ состоянии обладает достаточно высоким запасом пластичности на микроуровне при развитии вязкой трещины, что свидетельствует о его высоком сопротивлении разрушению. Рассеяние энергии активным зарождением, ростом и слиянием пор обеспечивает остановки трещины в шейке и ее значительное раскрытие, обеспечивающее высокую сосредоточенную деформацию образца без разрушения.

Список литературы

- 1. Никулин С.А. // ФММ. 1996.т.81. Вып. 3. С. 36-49
- 2. Ханжин В.Г., Никулин С.А. Применение метода акустической эмиссии при испытании материалов для ядерной энергетики. М. МИСИС, 2008. -93с.
- 3. Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Белов В.А. // МиТОМ. 2005. №5. С. 43-50

СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Пирожникова О.Э.^{1,2}, Копылов В.И.³, Мышляев М.М.⁴, Лопатин Ю.Г.¹, Мелехин Н.В.¹, Сахаров Н.В.¹

 ¹⁾ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, chuvildeev@nifti.unn.ru
 ²⁾ Россия, Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
 ³⁾ Беларусь, Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси
 ⁴⁾ Россия, Институт физики твердого тела РАН

HALL-PETCH RELATION IN NANO- AND MICROCRYSTALLINE METALS AND ALLOYS PREPARED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Pirozhnikova O.Ed., Kopylov V.I., Myshlyaev M.M., Lopatin Yu.G., Melekhin N.V., Sakharov N.V.,

The work describes a model allowing to calculate Hall-Petch relation parameters (grain-boundary strengthening factor K and stress σ_0) for nano- and microcrystalline (NMC) metals obtained by severe plastic deformation (SPD). The model is based on the assumption that the flow stress value in NMC metals together with regular contributions (of lattice dislocations, impurity atoms, etc.) has a contribution related to stresses created by defects distributed at grain boundaries, which form under SPD. Expressions allowing to calculate Hall-Petch relation parameters for NMC metals from the degree and the rate of prestrain have been obtained. An agreement of the results of theoretical calculations with experimental data has been shown.

В работе описаны результаты экспериментальных исследований предела макроупругости σ_0 и предела текучести σ_T нано- и микрокристаллических (НМК) металлов технической чистоты (медь, никель, железо, титан) и квазиоднофазных сплавов (алюминиевые сплавы АМг6, 1575, магниевые сплавы МА2-1, АZ91, МА14), структура которых сформирована методом многоциклового равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что в НМК-РКУП металлах по сравнению с обычными значениями наблюдаются высокие значения σ_0 и более низкие коэффициенты зернограничного упрочнения К в соотношении Холла-Петча: $\sigma_r = \sigma_0 + K \cdot d^{-1/2}$. Описаны результаты экспериментальных исследований влияния изотермических отжигов на значения σ_0 и σ_T НМК-РКУП металлов. Показано, что зависимость предела макроупругости σ_0 и коэффициента К от температуры отжига зависит от характера процессов рекристаллизации. В случае, когда в НМК-РКУП металлах имеет место аномальный рост зерен при отжиге наблюдается эффект аномального упрочнения и немонотонная зависимость коэффициента К от температуры отжига. В случае, когда процесс рекристаллизации в НМК-РКУП металлах носит обычный характер, наблюдается монотонное уменьшение σ_0 и увеличение К при повышении температуры отжига.

В работе описана модель, позволяющая рассчитывать параметры соотношения Холла-Петча (величину коэффициента зернограничного упрочнения К и напряжение σ_0) для нано- и микрокристаллических металлов, полученных методами интенсивного пластического деформирования. В основе модели лежит предположение о том, что величина напряжения течения в нано- и микрокристаллических металлах полученных методом РКУП наряду с обычными вкладами (вкладом решеточных дислокаций, атомов примесей и т.д.) содержит вклад, связанный с напряжениями, создаваемыми распределенными на границах зерен дефектами, возникающими при формировании структуры этих материалов. Получены выражения, позволяющие рассчитать зависимость параметров соотношения Холла-Петча от степени и скорости предварительной деформации. Показано качественное соответствие результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а, 09-03-01152-а), НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ и НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), Аналитической ведомственной программе Министерства образования и науки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711).

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Периг А.В., Лаптев А.М., Тышкевич А.В., Бондаренко Е.А.

Украина, Донбасская госуд. машиностоительная академия, alexander.perig@dgma.donetsk.ua

PHYSICAL SIMULATION OF PLASTIC FLOW OF MATERIALS IN EQUAL CHANNEL ANGULAR EXTRUSION

Perig A.V., Laptev A.M., Tyshkevich A.V., Bondarenko E.A.

Abstract. This paper describes a physical simulation of local flow behavior for materials subjected to equal channel angular extrusion (ECAE) by using plasticine billets and an application of the experimental circular grid method. This procedure allows us to estimate the strain intensity field, visualize the generation of turbulent flow at the intermediate stage of ECAE and take into account the real heterogeneity of the deformed state. Good agreement between theoretical and averaged experimental results was found.

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является современной технологией обработки материалов давлением, позволяющей получать мелкозернистые металлы, сплавы, полимеры, композиты и порошковые полуфабрикаты с повышенными показателями усталостной прочности при сохранении высокой удельной прочности и технологической пластичности в области эксплуатационных температур для деталей авиационной техники, оборудования химической промышленности, медицинских имплантантов, несущих конструкций травматологических аппаратов и т.д. [1]. Процесс РКУП по Сегалу В. М. реализуется накоплением пластической деформации в обрабатываемом материале посредством многократного деформирования смазанной заготовки в штампе с двумя пересекающимися каналами одинакового поперечного сечения при сохранении её первоначальных формы и размеров [2].

Физическое моделирование с использованием таких мягких материалов, как пластилин, воск при различных температурах, свинец с различной степенью легирования сурьмой и т.д. позволяет получить информацию об основных особенностях процесса пластического течения при РКУП. При этом первостепенное значение имеет анализ деформированного состояния обрабатываемого материала с исследованием накопленных пластических деформаций, определяющих процесс фрагментации структуры материала и позволяющих определить исчерпание ресурса пластичности. Для исследования пластического течения при РКУП были изготовлены пресс-формы с углами 90°, 105° и 120° между каналами, реализующие плоское и пространственное деформированные состояния материала (рис. 1).



Рис. 1. Пластилиновые образцы на промежуточной стадии РКУП с исходной кольцевой сеткой (a, e) и слоистая модель (б) в пресс-формах с 2 θ =90°, ψ =0°(a), 2 θ =90°, ψ =56° (δ) и 2 θ =105°, ψ =0°(e).

Реализация однородных условий трения обеспечивалась осуществлением РКУП через разъемные плексигласовые (рис. 1a, e) и металлические пресс-формы (рис. 1b). Наличие прозрачной оснастки позволило исследовать динамику процесса и обосновать возможность использования кольцевых сеток. Из теории деформированного состояния [3] следует, что в процессе монотонного течения материала триэдр главных направлений тензора деформаций ведет себя как жесткое тело. Углы между этими направлениями остаются прямыми, а отрезки в главных направлениях соответственно растягиваются или сжимаются, оставаясь физическими отрезками. При этом исходная сфера радиуса R превращается в эллипсоид с полуосями a_k (k=1, 2, 3).

DFMN-2009

Т.о. в качестве главных деформаций принимались логарифмические деформации

$$e_k = \int_R^{a_k} \frac{dl}{l} = ln \frac{a_k}{R} \ (k = 1, 2, 3), \ e_1 > e_2 > e_3.$$
(1)

Наклон главных осей определялся непосредственными замерами осей эллипса в главной плоскости, причем угол наклона первого направления α определял остальные направления. Интенсивность логарифмических деформаций в плоской схеме (рис. 2) определяется по формуле:

$$e_i = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{e_1^2 + e_3^2 - e_1e_3} ; e_2 = 0.$$
 (2)

Экспериментальные поля интенсивностей деформаций на рис. 2 рассчитывались в системе Statistica на основании сеток на рис. 1*a*, *в* и соотношений (1)-(2).



Рис. 2. Экспериментальные эпюры полей интенсивностей логарифмических деформаций для $2\theta=90^\circ, \psi=0^\circ(a)$ и $2\theta=105^\circ, \psi=0^\circ(b)$.

Полученные экспериментальные эпюры хорошо согласуются с нашими теоретическими оценками интенсивностей деформаций по методу жестких блоков [4]: 1,028 при факторе трения 0,159 для плексигласовой пресс-формы с $2\theta=90^\circ$, $\psi=0^\circ$ (рис. 1a, 2a) и 0,808 при факторе трения 0,297 для деревянной пресс-формы с $2\theta=105^\circ$, $\psi=0^\circ$ (рис. 1e, 2δ). В то же время полученные эпюры позволяют учесть реальную неоднородность деформированного состояния при РКУП, выполнить классификацию зон течения материала заготовки, а также оценить степень неоднородности зоны интенсивного течения. Экспериментальные данные на рис. 1a, e показывают наличие зоны турбулентного течения материала на промежуточной стадии РКУП, характеризуемой большими растягивающими деформациями с поворотом осей течения на углы порядка 30° - 45° . При этом на этапе выдавливания пресс-остатка зона турбулентности практически исчезает.

Литература

1. Валиев Р. З. Создание объемных наноструктурных материалов методами интенсивной пластической деформации для инновационных применений в технике и медицине / Р. З. Валиев // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – т. 18. – № 4. – С. 12–20.

2. Segal V.M. Materials processing by simple shear/ V. M. Segal // Materials Science and Engineering A.- 1995. - Vol. 197. - Pg. 157-164.

3. Седов Л. И. Механика сплошной среды: в 2 т. / Л. И. Седов. – М. : Наука, 1970. Т. 1. – 492 с., Т. 2. – 568 с.

4. Perig A. V. Mechanics of the equal channel angular extrusion / A. V. Perig, P. A. Kakavas, K. N. Anyfantis, A. M. Laptev // Advanced Problems in Mechanics–2008: International Summer School–Conference, 06–10 July 2008: Proceedings of XXXVI International Summer School-Conference "Advanced Problems in Mechanics-2008" / Institute for Problems in Mechanical Engineering of Russian Academy of Sciences. – St. Petersburg, 2008. – P. 513-520. – Текст: англ. – ISBN 978-5-91339-029-5.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНО - УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AI-7075 Петрова А.Н., Бродова И.Г., Ширинкина И.Г.

Россия, Институт физики металлов УрО РАН, brodova@imp.uran.ru

STRUCTURE AND PHASE TRANSFORMATION OF AI-7075 ALLOY UPON DYNAMIC CHANNEL ANGULAR PRESSING A. N. Petrova, I. G. Brodova, I. G. Shirinkina

Evolution of structure and phase composition of the Al-7075 alloy upon dynamic channel angular pressing was studied. The rate of deforming materials is estimated to be 10^3 - 10^5 s⁻¹. More affective than in static size reduction of structure to 200 nm was realized. It has been established that hardness and strength of material have increased in 1.5 times in comparison with initial annealing rod, produced by traditional methods of deformation, after DCAP. Were shown fine grain state formation in high-alloyed alloy goes via plastic deformation resulting to structure fragmentation.

К настоящему времени имеется обширный экспериментальный материал, доказывающий преимущества применения ИПД в сочетании с различными видами термической обработки для улучшения свойств конструкционных материалов из алюминиевых сплавов.

В работе исследовалось влияние режимов динамического канально-углового прессования (ДКУП) и последующего старения на эволюцию структуры и фазовые превращения в сплаве Al 7075. Сплав Al 7075 был выбран в качестве объекта исследования, т.к. он является широко распространенным высокопрочным, термически упрочняемым материалом, используемым для изготовления прессованных полуфабрикатов, применяемых в космической и авиационной отраслях промышленности.

В экспериментах по деформированию образцов методом ДКУП скорость прохождения образцов через каналы в матрице (V) составляла 120÷150 м/с. Число проходов образца через каналы (N) варьировалось от 1 до 2, менялся угол пересечения каналов в матрице (Ф) и радиус внутренней зоны сочленения каналов (R). Деформированные образцы были подвержены двухступенчатому старению: 1ая ступень-выдержка при 120°С в течение 3 ч., 2ая-выдержка при 160° С в течение 3 ч. Охлаждение проводили на воздухе.

Структура образцов после деформации изучалась методом электронной микроскопии на ПЭМ JEM-200СХ. Размеры фрагментов матрицы в деформированных образцах рассчитывались по темнопольным электронномикроскопическим снимкам. Было показано, что уже после одного прохода в материале формируется дисперсная структура со средним размером фрагментов ~ 250 нм. Но, тем не менее, имеется значительная доля более крупных образований более 500 нм. С ростом числа проходов наблюдается выравнивание элементов структуры по размерам, их средний размер равен 200 нм, при этом, основную объемную долю составляют элементы структуры величиной менее 200 нм. Одна из причин такой интенсивной фрагментации заключается в том, что основа сплава представляет собой пересыщенный легирующими элементами (Zn, Mg, Cu, Mn, Cr) Аl-твердый раствор, который имеет высокую твердость -750 МПа. Необходимо также учесть, что в данном термически упрочняемом сплаве, помимо твердорастворного упрочнения, важную роль играют дисперсные вторичные фазы, присутствующие в исходном материале и частично сохраняющиеся в процессе деформации, которые не только увеличивают твердость матрицы, но и препятствуют протеканию таких релаксационных процессов, как рекристаллизация. Анализируя электронномикроскопические изображения структуры, можно отметить сильный неоднородный контраст внутри кристаллов и наличие дислокаций, который свидетельствует о напряженном состоянии материала, причем с ростом N количество дефектов возрастает. Таким образом, во время вторичного прохождения образца через оснастку происходит дополнительная пластическая деформация, вызывающая наклеп и способствующая дальнейшей фрагментации материала.

Свойства материала до и после ДКУП были измерены методами дюраметрии. В процессе деформации твердость материала возрастает с 680 до 1100 МПа, т.е. в 1,6 раза, после одного прохода. Дополнительная деформация не приводит к росту твердости. Изменение угла пересечения каналов (Ф=110°) вызывает снижение твердости от 1100 до 950 МПа, аналогично, но менее существенно, изменяет твердость уменьшение R до 0 (от 1100 до 1000 МПа). Микротвердость деформированных

образцов по сравнению с исходным прутком возрастает с 720 до 1050-1100 МПа, что свидетельствует о значительном упрочнении материала в процессе динамической деформации. Немонотонный характер изменения H_V по поперечному сечению свидетельствует о неоднородности деформации. Особенно это проявляется на образце, который продеформирован за 1 проход при R=7мм. Разброс значений достигает 200 МПа. Для образца при N=2, R=7мм этот разброс меньше в 2 раза. Наиболее существенное выравнивание микротвердости по сечению наблюдается в образце, который был продеформирован за 1 проход в оснастке с R=0.

Проведенные в работе исследования показали целесообразность использования нового метода ИПД –метода ДКУП для получения УМК структуры (200 нм) и повышения прочностных свойств в объемных образцах из промышленного алюминиевого сплава Al 7075

Экспериментально было установлено следующее:

- 1. Более эффективное чем при статике измельчение структуры, которое связано со спецификой формирования напряженно-деформированного состояния в условиях импульсного воздействия.
- 2. Формирование УМК структуры в многокомпонентном сплаве АІ-7075 осуществляется одним из механизмов релаксации упругой энергии, а именно, пластической деформацией, приводящей к фрагментации структурных составляющих сплава. Наличие большого количества дисперсных интерметаллидов и высокая твердость АІ основы, обусловленная высокой степенью ее легированности, подавляют динамическую рекристаллизацию, которая является определяющим механизмом релаксации напряжений при ДКУП малолегированных сплавов (например, сплав АМц).
- 3. Повышение твердости и прочности материала после ДКУП в 1,6 раза.
- 4. При ДКУП в сплаве наряду со структурными превращениями протекают фазовые превращения, заключающиеся в деформационном растворении алюминидов, что дает возможность регулировать структуру и свойства материала при последующей термической обработке.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект №08-03-00106) и Программы фундаментальных исследований РАН «Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества» (Проект №5)

Авторы выражают благодарность И. Г. Жгилеву и Е. В. Шорохову за проведение экспериментов по деформации образцов (РФЯЦ-ВНИИТФ).

ВЛИЯНИЕ УДАРНОВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ И ИСХОДНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ДВОЙНИКОВАНИЕ МЕДИ

¹Раевский В.А., ¹Игнатова О.Н., ²Салищев Г.А., ²Конькова Т.Н.

¹Россия, Федеральное государственное унитарное предприятие "Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики", г.Саров, root@gdd.vniief.ru

² Россия, Белгородский государственный университет, г.Белгород, salishchev@bsu.edu.ru

INFLUENCE OF SHOCK WAVE LOADING AND INITIAL MICROSTRUCTURE ON TWINING OF COPPER

O.N.Ignatova, I.I.Kaganova, A.N.Malushev, A.M.Podurets, B.A.Raevskiy, B.I.Skokov, M.I.Tkachenko, G.A.Salishev, T.N.Kon'kova

The work is devoted to experimental and numerical-theoretical study of Influence of shock wave loading and initial microstructure on twinning of copper at pressures $20\div75$ GPa and strain rates $10^{5}-10^{9}$ s⁻¹. Monocrystalline and coarse-grained copper were chosen as the subject of the study. Formation of "packages" of twins was revealed in copper under shock and shockless (quasi-isentropic) loading. Loading parameters were determined when formation of the "packages" was observed. It was revealed that, in case of convergence of cylindrical channels of small diameters ($D_0 \sim 0.5$ -1 mm) under effect of planar shock wave, twins were formed at intensity just $\sigma_X=1.6$ GPa and pulse duration t=1.4-2.5 µs. Critical conditions of formation of twin structures were described by macroscopic model of stability of plastic flow.

Пластическое деформирование металлов, определяемое движением и размножением дислокаций, всегда гетерогенно на молекулярном уровне. Характерный линейный масштаб процесса l составляет примерно (10^{-4} - 10^{-3}) мкм. Вторым источником гетерогенности является поликристаллическое строение металлов с характерным масштабом $l\sim(1\div100)$ мкм. Если характерный линейный масштаб наблюдаемых неоднородностей течения среды существенно превосходит размеры зерен (и тем более молекул), то усредненные параметры течения (ε_{ij} , σ_{ij} , T..) определяются усредненными характеристиками среды, начальными и граничными условиями. В таких случаях возможно построение изотропной реологической модели среды, удовлетворительно описывающей реальные макроскопические характеристики течения.

Однако это возможно лишь до тех пор, пока процесс деформирования устойчив, т.е. малые локальные отклонения от средних параметров потока со временем уменьшаются. Наибольшую сложность для моделирования представляют собой неустойчивые режимы течения, когда первоначально однородное в данном масштабе течение самопроизвольно порождает большие неоднородности определяющих величин – скорости, температуры, деформации и т.д. В зависимости от конкретных условий неоднородность течения – гетерогенность - обладает различным пространственным и временным масштабом. Переход к гетерогенному режиму деформирования оказывает существенное влияние на макроскопические характеристики течения.

Известно [1] что при достаточно высокой скорости деформации $\mathcal{E} > 10^6 c^{-1}$, реализуемой в ударных волнах, в металлах с ГЦК решеткой возникает гетерогенное деформирование, характерным признаком которого является формирование в зернах полос сдвига. Полосы сдвига в различных зернах ориентированы по-разному, не всегда коррелируют с направлением максимальной сдвиговой деформации и морфологически представляют собой двойники или пакеты двойников. Период гетерогенности в поликристаллической меди меньше размеров зерна (L < d).

Замечено, что гетерогенная структура в металлах с бо́льшим размером зерна формируется при меньшем критическом давлении в ударной волне. Полосы, наблюдаемые в оптический микроскоп, после ударно-волнового воздействия, представляют собой «пакеты» расположенных параллельно друг другу микродвойников толщиной ~0.1÷0.2 мкм, длиной до 50 мкм (в зависимости от размеров зерна). Начало формирования пакетов двойников обнаружено в меди при ее ударном и безударном (квазиизэнтропическом) нагружении.

Параметры нагружения, при котором обнаружены «пакеты» в крупнокристаллической меди следующие: ударно-волновое нагружение: Р~20-30 ГПа, $\varepsilon \sim 0.11$ -12, $\dot{\varepsilon}_i \sim 10^8 \div 2 \cdot 10^9 c^{-1}$;

квазиизэнтропическое нагружение: Р~28-30 ГПа, ε ~0.11-12, $\dot{\varepsilon}_i \sim 2 \cdot 10^6 \div 10^7 c^{-1}$.

Формирование «пакетов» двойников в крупнокристаллической меди обнаружено также при схождении цилиндрических каналов малого диаметра ($D_0 \sim 0.5$ -1 мм, рисунок 1) под воздействием плоской ударной волны интенсивностью всего σ_X =1.6 ГПа и длительностью импульса *t*=1.4-2.5 мкс.

Критические условия образования двойниковых структур можно описать макроскопической моделью устойчивости пластического течения.

Если предположить, что интенсивность напряжений σ_i представляет собой функцию деформации и удельной тепловой энергии E_T , то условие нарушения устойчивости выражается неравенством:

$$\left(\frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_i}\right)_p = \left(\frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_i}\right)_{E_T} + \left(\frac{\partial \sigma_i}{\partial E_T}\right)_{\varepsilon_i} \cdot \left(\frac{\partial E_T}{\partial \varepsilon_i}\right) \le 0.$$

Интенсивность напряжений (σ_i) зависит от скорости деформации, поэтому момент нарушения устойчивости течения также зависит от скорости деформирования. На рисунке 2 показаны расчетная по кривая неустойчивости пластического течения в координатах деформация (ε_i)-скорость деформации ($\dot{\varepsilon}_i$) и имеющиеся экспериментальные данные.



Рисунок 1 - Фотографии микроструктуры образцов с различными начальными диаметрами при нагружении их УВ ($\sigma_X \sim 1.6 \ \Gamma\Pi a$, $t \sim 1.4 \ \text{мкc}$, кругами показан начальный размер канала $D_0 = 0.717 \ \text{мм}$, $D_K = 0.066 \ \text{мм}$;)



1 – расчет; 2 – порог зарождения гетерогенных полос сдвига при ударно-волновом нагружении крупнокристаллической меди; 3 - порог зарождения гетерогенных полос сдвига при

квазиизэнтропическом нагружении крупнокристаллической меди; 4 - порог зарождения гетерогенных полос сдвига при схождении цилиндрических каналов

Рисунок 2 - Расчетно-экспериментальная зависимость деформации от скорости деформации (кривая неустойчивости пластического течения)

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект РФФИ № 08-02-00087а) и научной школы №НШ-1307.2008.1.

Список используемых источников

1 М.А.Мейерс, Л.Е.Мурр Образование дефектов при деформации ударной волной // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов под ред. М.А.Мейерса и Л.Е.Мурра. Москва. Металлургия, 1984

ПОЛУЧЕНИЕ СТАРЕЮЩИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ И ИЗУЧЕНИЕ ИХ ПОВЕДЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Рохлин Л.Л.¹, Добаткин С.В.^{1,2}, Попов М.В.², Добаткина Т.В.¹, Никитина Н.И.¹, Тарытина И.Е.¹ Российская федерация. ¹Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, ²Государственный технологический университет "Московский институт стали и сплавов". rokhlin@ultra.imet.ac.ru, dobatkin@ultra.imet.ac.ru

PRODUCTION OF MAGNESIUM AGE-HARDENABLE ALLOYS WITH SUBMICROCRYSTALLINE STRUCTURE AND STUDY OF THEIR BEHAVIOUR DURING HEAT TREATMENT

Rokhlin L.L., Dobatkin S.V., Popov M.V., Dobatkina T.V., Nikitina N.I., Tarytina I.E. Two kinds of the age-hardenable Mg-base alloys were treated using severe plastic deformation (SPD) aiming to obtained submicrocrystalline structure in them. The used alloys belonged to the Mg-Sm or Mg-Al₂Ca systems, where the hardening effect during aging connected with decomposition of the Mg supersaturated solid solution was observed. The submicrocrystalline structure created by SPD was expected to promote additional improvement of the strength properties of the alloys after aging. In the experiments SPD was performed by two methods: 1) high pressure torsion (HPT) at 20 and 200°C and 2) equal channel angular pressing (ECAP) at 220 and 300°C, which were applied for the alloys in different initial conditions ("ascast", solid solution treated and aged). After SPD the alloys were additionally heat treated by different regimes and change of their hardness as characteristic of strength, tensile properties and the decomposition rate of Mg supersaturated solid solution were studied. Investigation indicated a possibility of notable increase of the alloy strength at room temperature by applying SPD. Behaviour of the alloys during heat treatment after SPD was complicated depending on the heat treatment regimes. However, even after annealing at high temperatures the strengthening effect created by SPD remained. Investigation of the alloy structure after SPD revealed formation of a submicrocrystalline structure in them with the grain size in the range of 100-200 nm. The heat treatment after SPD promoted precipitation of the hard particles from Mg solid solution with their growth. The heat treatment results also in decrease of the Mg lattice defects contents caused by SPD.

Магниевые сплавы используются в промышленности в основном в виде легких конструкционных материалов, применение которых позволяет снизить собственный вес конструкций и тем самым улучшить технические и эксплуатационные характеристики машин, в которых они используются. Поэтому для магниевых сплавов важно, чтобы их прочностные свойства были как можно более высокими. Ряд магниевых сплавов могут упрочняться путем термической обработки – старения, которая основана на распаде пересыщенного твердого раствора на основе магния, и применяются после такой термической обработки, обеспечивающей наибольший уровень прочности. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) известна как способ, позволяющий существенно прочностные свойства металлических материалов путем повысить создания в них субмикрокристалличекой структуры. Естественно ожилать. что сочетание старения. обеспечивающего высокие прочностные свойства, и ИПД позволит получать легкие магниевые сплавы с более высоким прочностными свойствами, чем у известных магниевых сплавов. В настоящем докладе приводятся основные результаты работ, выполненных в этом направлении.

Исследования выполнялись на сплавах двух типов. Первый тип – это сплавы системы Mg-Sm. Самарий – один из редкоземельных металлов, которые известны как эффективные упрочняющие добавки к магнию, особенно при повышенных (до 300°C) температурах. Растворимость Sm в твердом магнии достигает 5,65 масс. % и резко уменьшается с понижением температуры, что предопределяет возможность образования пересыщенного твердого раствора на основе магния и его распад при старении с упрочняющим эффектом. Второй тип – это сплавы системы Mg-Al-Ca, лежащие на квазибинарном разрезе Mg-Al₂Ca. Строение этого разреза аналогично диаграмме состояния Mg-Sm со стороны магния, так что сплавы Mg-Al₂Ca также могут упрочняться при старении. Однако эффект упрочнения при старении в сплавах Mg-Al₂Ca меньше, чем в сплавах Mg-Sm, и распад твердого раствора происходит более быстро при тех же температурах старения.

ИПД сплавов осуществлялось двумя способами: 1) путем кручения под высоким давлением при 20 и 200°С и 2) путем равноканального углового прессования при повышенных температурах вплоть до 300°С. Перед ИПД сплавы находились в литом, состаренном и других исходных состояниях. Исследования показали, что в случае кручения под высоким давлением при любом исходном состоянии в сплавах получается субмикокристаллическая структура с размером зерен в пределах 100-

200 нм. Типичный вид ее при наблюдении в трансмиссионном электронном микроскопе показан на Рис.1.



800 nm Рис.1. Микроструктура сплава Mg-2.8%Sm после закалки и ИПД при 20°С

Образование субмикрокристаллической структуры приводило к существенному упрочнению сплавов. Так ИПД кручением под высоким давлением при 20°С закаленных образцов сплава Mg-4,5%Sm привела к повышению его микротвердости от 78,4 HV до 100,6 HV, а в сплаве Mg-0,62% Al-0,57% Са имели микротвердость сплава Mg-4,5%Sm 91,5 HV после ИПД по сравнению с 51,9 HV и 57,5 HV в литом и закаленном состояниях, соответственно.

> После ИПД осуществлялась термическая обработка различным режимам. Сочетание ИПД с по термической обработкой позволяло получать в сплавах структуры, характеризующиеся той или иной степенью распада пересыщенного твердого раствора на основе

Mg определенным уменьшением И количества дефектов его кристаллической решетки, вызванной соответствии с этим с увеличением ИПД. В продолжительности изотермического старения и

повышением температуры отжига происходило сначала увеличение микротвердости сплавов, обусловленное дополнительным распадом магниевого твердого раствора, способствующим его упрочнению, а затем снижение микротвердости, обусловленное укрупнением выделившихся из твердого раствора частиц, богатых легирующими элементами, и существенным уменьшением дефектов кристаллической решетки, вызванных ИПД. Тем не менее вплоть до количества температур отжига 300-400°С упрочнение, созданное ИПД, по крайней мере частично, сохранялось. Это можно видеть на Рис.2, где приведены соответствующие результаты измерения микротвердости сплавов в процессе термической обработки.



Рис.2. Влияние на микротвердость: а -продолжительности старения при 175°С, сплав Мд-0,62%АІ-0,57%Са, б-температуры отжига с выдержкой 1 ч, сплав Mg-4,5%Sm.

Влияние равноканального углового прессования (РКУ) на структуру и свойства сплавов зависело от температуры его проведения, но, в общем, применяя его, также удавалось получить существенное измельчение зерен магниевого твердого раствора и тем самым обеспечить повышение прочностных свойств. Так при температурах РКУ 220 и 300°С в случае сплава Mg-Al-Ca получали структуру с размером зерен магниевого твердого раствора 300-800 нм и 2-5 мкм, соответственно. РКУ отожженного сплава Mg-0.49% Al-0.47% Са при 300°С привело к повышению предела текучести с ~80 до ~150 МПа.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Рудской А.И., Золотов А.М., Паршиков Р.А., Смирнов Е.С.

Россия, СПбГПУ, plast-ftim@mail.ru

COMPARATIVE ANALYSIS OF TECHNOLOGICAL CHARACTERISTICS OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION PROCESSES

Rudskoy A.I., Zolotov A.M., Parshikov R.A., Smirnov Y.S.

In the present work the numerical modeling results for the following severe plastic deformation processes: equal channel angular pressing, T-shaped pressing and cruciform pressing are presented. Two criteria - regularity of strain intensity distribution and rigidity coefficient of stressed state – were used for comparative analysis.

В настоящее время теоретический и практический интерес представляет изучение особенностей структурообразования в металлах при больших пластических деформациях, что открывает значительные перспективы для создания субмикрокристаллических (СМК) и наноструктурированных (НС) материалов. Появились новые процессы обработки давлением, основной целью которых является накопление деформации в заготовках без существенного изменения их формы, что позволяет при их многократном повторении накопить в заготовках значительные пластические деформации. При описании таких процессов в литературе используется термин интенсивная пластическая деформация (ИПД).

Целью данного исследования являлось сравнение методов ИПД, которые потенциально возможно использовать для получения объемных СМК и НС материалов в условиях промышленного производства. Сравнительный анализ был проведен с использованием методов компьютерного моделирования.

Среди большого числа методов ИПД к наиболее простым по своей реализации можно отнести: равноканальное угловое прессование, модифицированный метод всестороннего прессования (Т-образное прессование), крестообразное прессование длинномерных заготовок. Поскольку в основе перечисленных процессов лежит принцип накопления деформации, то одним из критериев, по которому производилось сравнение методов, был выбран параметр равномерности величины накопленной деформации в объеме заготовки. Также известно, что пластическая деформация в металле сопровождается снижения ресурса пластичности. При этом накопление поврежденности в металле в исследуемых процессах зависит от величины накопленной пластической деформации, вида напряженного состояния в различных частях заготовки, а также от направления формообразования заготовки при многократном повторении процесса. По этой причине еще одним немаловажным для такого рода процессов критерием служит коэффициент жесткости напряженного состояния k, то есть отношение величины гидростатического давления к величине интенсивности напряжений.

Математическое моделирование выбранных процессов проводилось с использованием метода конечных элементов. Были приняты следующие модельные представления: модель материала – упругопластическое тело, модель деформирования – плоская деформация. Условия трения в местах контакта деформируемого материала с инструментом во всех трех случаях описывались путем задания коэффициента трения μ =0,2. Предполагается также, что все рассмотренные процессы проводятся при комнатной температуре. В качестве модельного материала использовался технический алюминий.



Рис.1 Схемы анализируемых процессов ИПД: а) РКУ-прессование; б) Т-образное прессование; в) Крестообразное прессование

Моделирование процесса РКУ-прессования проводилось для канала, имеющего один поворот и следующую геометрию: угол пересечения входной и выходной частей канала $\Phi=105^{0}$; внешний радиус сопряжения R=10мм, внутренний радиус сопряжения r=5мм; ширина прямолинейных участков b=20мм (рис.1а).

DFMN-2009

Т-образное прессование заключалось в том, что процесс осуществляется с использованием специальной матрицы, в которой происходит боковое выдавливание материала в двух взаимно противоположных направлениях (рис.1б). На завершающей стадии процесса материал не имеет возможности беспрепятственного течения в стороны и вынужден заполнять свободный объем прессформы, благодаря чему сохраняется первоначальная форма заготовки для следующего цикла прессования.

Далее был проанализирован процесс крестообразного прессования в предположении, что обработке будет подвергаться длинномерная заготовка (рис.1в). Численное моделирование процесса крестообразного прессования в силу симметрии заготовки проводилось для ¹/₄ ее части.

Анализ результатов

Из рассмотрения полей распределения накопленной деформации в материале следует, что наибольшей равномерностью по этому критерию обладает РКУ-прессование. Для остальных процессов зона наиболее интенсивных пластических деформаций располагается в центре заготовки и распространяется к углам. В результате в заготовке существуют слабо проработанные области (под пуансоном и на боковых свободных поверхностях). Причем увеличение количества циклов обработки не позволяет полностью избавиться от выявленной неравномерности, что в конечном итоге может существенным образом отразиться на свойствах готового изделия.

Известно, что в условиях всестороннего гидростатического сжатия (k<0) пластичность материала наиболее высока, а с ростом этого коэффициента – резко падает. Поэтому наиболее опасными с точки зрения зарождения и роста микротрещин являются те области обрабатываемого материала, которые характеризуются положительными значениями коэффициента жесткости напряженного состояния.

Для процесса РКУ-прессования в деформируемой заготовке характерно появление области, прилегающей к верхней стенке выходного канала, где значения коэффициента k больше нуля. Отмеченная смена знака в данном случае объясняется немонотонностью процесса деформирования вдоль наружной стенки канала: гидростатические напряжения при переходе через очаг деформации меняют знак. Прилегающие к внутренней стенке слои материала, находясь во входном канале, испытывают сжатие, а в выходном канале – растяжение. В случае малопластичного материала возникающие растягивающие напряжения могут стать причиной образования несплошностей на его поверхности.

При Т-образном прессовании коэффициент k принимает положительные значения на боковых краях заготовки. В конце процесса свободная поверхность заготовки упирается в боковую стенку матрицы. В результате этого возникает боковой подпор и коэффициента k приобретает отрицательное значение.

При крестообразном прессовании наблюдается аналогичная картина. Кроме того, в центральной зоне заготовки коэффициент k также принимает положительное значение, что может служить причиной возникновения в этих зонах трещин и несплошностей.

Выводы

По результатам численного моделирования рассмотренных процессов ИПД можно сделать следующие выводы:

1. Проведено сравнение методов ИПД, которые потенциально возможно использовать для получения объемных СМК и НС материалов в условиях промышленного производства. Сравнение проводилось с использованием двух критериев: равномерности величины накопленной деформации в объеме заготовки и коэффициента жесткости напряженного состояния.

2. Показано, что наибольшей равномерностью величины накопленной деформации в объеме заготовки характеризуется процесс РКУ-прессования. Для других изученных процессов установлена значительная неравномерность распределения деформаций.

3. Построены поля распределения коэффициента жесткости напряженного состояния в продольном сечении заготовки. В обрабатываемом материале выявлены области, в которых велика вероятность образования трещин.

4. По совокупности влияния обоих критериев, наиболее эффективным является процесс РКУ-прессования. Проблема уменьшения размеров области возможного образования несплошностей в материале может быть решена путем наложения дополнительного гидростатического давления за счет бокового подпора.

Работа выполнена при финансовой поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» Министерства образования и науки РФ (грант № 2.1.2/6955).

ПОСТРОЕНИЕ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ РЕОЛОГИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ ДЛЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ВЕРОЯТНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Рудской А.И., Золотов А.М., Фомин С.Г., Ганин С.В. Россия, СПбГПУ, plast-ftim@mail.ru

FORMATION OF DETERMINATIVE RHEOLOGICAL EQUATIONS FOR NANO-STRUCTURED MATERIALS CONSIDERING PROBABILISTIC CHARACTERISTICS.

Rudskoy A.I., Zolotov A.M., Fomin S.G., Ganin S.V.

Determinative rheological equations for nano-structured materials considering probabilistic characteristics are offered in this work together with the procedure of determination of the parameters of rheological equations.

Последующая обработка или прочностной расчет конструкций из наноструктурированных (HC) и ультрамелкозернистых (УМЗ) конструкционных материалов невозможен без построения определяющих реологических уравнений таких материалов. В связи с тем, что HC- и УМЗ- металлы являются поликристаллическими материалами для описания их реологических, прочностных и пластических свойств необходимо привлекать аппарат теории вероятности и математической статистики.

Наиболее простым и удобным методом построения реологических уравнений является метод реологических моделей.

В работе, на основе метода обобщенных реологических моделей, получено, в тензорном виде, определяющее реологическое уравнение материала, с учетом вероятностных характеристик, позволяющее решать объемные задачи. Показано, что параметрами, определяющими реологические свойства материала являются: k - объемный модуль, G - модуль сдвига, q - параметр упрочнения и $p(\tau)$ - плотность вероятности распределения пределов текучести. В частном случае, если пластической деформации не происходит система уравнений превращается в уравнения теории упругости.

Для экспериментального определения параметров реологического уравнения использовался частый случай уравнения для одноосного напряженного состояния:

$$\sigma = E \left[\varepsilon - \frac{1}{1+q} \int_{0}^{\varepsilon} (\varepsilon - \tau) f(\tau) d\tau \right]$$

где: σ - напряжение; *E* - модуль упругости; ε - деформация; τ - безразмерный предел текучести; $p(\tau)$ - плотность вероятности распределения безразмерных пределов текучести.

В работе разработана методика определения параметров реологического уравнения и определена функция плотности вероятности безразмерных пределов текучести для ряда металлов .

На основании теоретического анализа и существующих данных показано, что плотность вероятности распределения безразмерных пределов текучести может быть описана трехпараметрическим логнормальным законом распределения:

$$p(\tau, \tau_0, \mu, \sigma_{\tau}) = \frac{1}{(\tau - \tau_0)\sqrt{2\pi}\sigma_{\tau}} \exp\left[-\frac{1}{2\sigma_{\tau}^2}(\ln^2(\tau - \tau_0) - \mu)\right], \text{при } \tau > \tau_0 > 0; \ \sigma_{\tau} > 0$$
(1)

где: σ_{τ} - дисперсия; τ_0 - предел пропорциональности; $\tau_{\mu} = e^{\mu}$ - медиана распределения.

На основании обработки экспериментальных данных были получены параметры функции распределения безразмерных пределов текучести для ряда металлов.

Используя обобщенное соотношение Холла-Петча (ХП)

$$\tau = \tau_0 + Kd^n \tag{2}$$

где: τ_0 - предел пропорциональности (предел текучести монокристалла); *К* - коэффициент ХП; *d* - размер зерна; *n* - индекс, равный -0,5 при «прямом» эффекте ХП и +0,5 при «обратном» ХП, а также может принимать другие значения, получим, используя аппарат теории вероятности, плотность вероятности распределения зерен по размерам:

$$p(d) = \frac{1}{\sqrt{2\pi\sigma_{\tau}}/|n|} \exp\left[-\frac{1}{2\sigma_{\tau}^{2}/n^{2}}\ln^{2}\left(\frac{d}{d_{m}}\right)\right]$$
(3)

где: *d*_{*m*} - медианный размер зерен.

Именно это уравнение используется в вероятностных моделях описания HC- и УМЗ- материалов. Если по результатам микроструктурного анализа, после математической обработки данных, получено уравнение (3), то используя уравнение (2) можно получить (1).

При этом медианный размер зерен связан с медианным размером безразмерных пределов текучести соотношением:

$$\tau_{_{M}} = Kd_{_{m}}^{n} \tag{4}$$

Выводы:

1. Из анализа уравнений (1) и (3) видно, что при n < l дисперсия размеров зерен больше дисперсии безразмерных пределов текучести и зависит от индекса n (при n=0 дисперсия не определена, но при этом в (2) пропадает зависимость от n).

2. Используя опыты на растяжение можно получить числовые параметры функции распределения пределов текучести $f(\tau)$, а микроструктурным анализом функцию f(d) и, следовательно, сравнивая эти функции определить величину *n*. Вместе с тем, знак *n* не определен, т.к. в выражении (3) стоит модуль, поэтому для определения знака необходимо провести дополнительный эксперимент.

3. Используя соотношение (4) можно определить коэффициент ХП.

4. Таким образом, используя экспериментальные данные по растяжению и данные микроструктурного анализа НС- и УМЗ- материалов можно получить связь вероятностных характеристик материалов на макро- и микроуровне.

Работа выполнена при финансовой поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» Министерства образования и науки РФ (грант № 2.1.2/6955).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЛЕКСА GLEEBLE-3800 Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Дураничев В.В., Наумов А.А., Рингинен Д.А.

Россия, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, nikolay.kolbasnikov@gmail.com

THE FORMING OF STEELS STRUCTURE AND NANOSTRUCTURE REGULARITIES INVESTIGATION USING COMPLEX GLEEBLE 3800

A.I. Rudskoy, N.G. Kolbasnikov, V.V. Duranichev, A.A. Naumov, D.A. Ringinen The structure forming regularities during severe plastic deformations (true strain $\varepsilon \le 80$) of aluminum, titanium, steel in monophase and biphase states at different temperatures were investigated using Gleeble-3800. The properties of materials in extensional nanostructural state were studied. The strength and coefficient of elasticity significant growth was mentioned.

Характеристика и некоторые возможности комплекса Gleeble-3800. В рамках государственного инновационного проекта Санкт-Петербургский государственный политехнический университет закупил и запустил в работу высокоскоростной высокотемпературный пластометр Gleeble-3800. Комплекс Gleeble-3800 включает модули для проведения испытаний на растяжение и сжатие, на кручение, модули для проведения ударных испытаний и испытаний на многостороннюю деформацию. Данная работа выполнена с использованием модулей, предназначенного для проведения испытаний на растяжение и сжатие, дополнительно оснащенного дилатометром, и модуля MaxStrain, предназначенного специально для получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры металлов.

Испытания на Gleeble-3800 можно проводить в вакууме или на воздухе. Максимальное усилие на растяжение – 10 тс, на сжатие – 20 тс. Нагрев производится за счет пропускания электрического тока от трансформатора мощностью 75 кВА. Достигнутая при испытаниях скорость нагрева – 12.500 °С/с, максимальная скорость охлаждения – 4.500 °С/с. Температура измеряется при помощи термопар типа ХА, ПП, или ПР. Возможна 4-х канальная запись температуры от 4-х термопар одновременно, одна из которых является управляющей. Силовые характеристики процесса фиксируются при помощи тензодатчиков, деформации – при помощи датчика перемещения рабочей траверсы, а также при помощи измерителей продольной и поперечной деформации. Возможна запись дилатометрических кривых.



×5.680



×101.200

Исследования формирования структуры выполнены на стали SAE 1018, трубной стали категории прочности X90, титане и алюминии. Исследованы режимы формирования структуры и механических свойств стали SAE 1018 при многократной деформации растяжением и сжатием при постоянной и переменной температуре с суммарной логарифмической деформацией $\varepsilon \leq 8$. Для трубной стали на модуле Gleeble System выполнено физическое моделирование прокатки на стане 5000, прокатка по trip-режиму для получения ферритно-бейнитной структуры, по режиму с фазовой перекристаллизацией а также многократная деформация растяжением – сжатием.

При помощи модуля MaxStrain исследовали структуру и механические свойства стали после деформации в аустенитном, двухфазном аустентно-ферритном и ферритно-бейнитном состояниях при суммарной логарифмической деформации $\varepsilon \leq 80$. Установлены закономерности формирования структуры и свойств. В объемно-наноструктурированном состоянии при размере зерна 100÷150 нм значительно изменились прочностные и упругие свойства На рисунке представлена структура стали после деформации в аустенитном (а) и аустенитно-ферритном состояниях.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ СУБСТРУКТУРНОГО ВЗРЫВНОГО УПРОЧНЕНИЯ КОСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ Савченков Э.А., Айткулов Р.Р. Россия, Оренбургский государственный университет

E-mail: post@mail.osu.ru

EFFICIENCY OF SUBSTRUCTURAL EXPLOSIVE TREATMENT OF STEEL Savchenkov E. A., Aytkulov R.R.

It is experimentally established that the two – level cellular – polygonal substructure received on technology of explosive hardening and thermal processing, in one and a half – three times improves parameters of chemical resistance and hydrogen resistance of steel in hydrogen-sulphidous medium.

Комплексная технология субструктурного упрочнения, сочетающая взрывное нагружение скользящей ударной волной и термическую обработку (ВЗТО), разработана с целью повышения водородо- и сероводородостойкости стали[1]. Взрывное упрочнение, не изменяя микроструктуру, существенно влияет на субструктуру. В условиях запрещения двойникования скользящая ударная волна формирует в феррите внутризеренную вихревую структуру дислокаций, образует точечные дефекты, ускоряет диффузионные процессы, инициирует диссоциацию карбидной фазы и неметаллических включений. Установлен оптимальный диапазон параметров взрывного нагружения [1].

Заготовки стали 20 и 30ХМА после упрочнёния взрывом термообрабатывали в интервале температур 300-680 °С с выдержкой 2 часа и в интервале 780-920 °С с выдержкой 40 мин. Охлаждали на воздухе. На образцах, вырезанных из заготовок, определяли предел текучести, микротвёрдость, физическое уширение линий дифракции. Дефектная структура стали исследовалась просвечиванием фольг на электронном микроскопе ЭММ-2 с ускоряющим напряжением 100 кВ и методом реплик. Коррозионно-механическую стойкость оценивали по результатам ускоренных испытаний образцов на долговечность и ползучесть в сероводородсодержащих средах. Исследовалась кинетика электрохимических процессов, физико-химические свойства поверхности, водородостойкость, устойчивость стали против общей и питтинговой коррозии.

Установлено, что после ВЗТО с нагревом в интервале температур 600-650°С зерно феррита имеет ячеисто – полигональную субструктуру: ячейки размером 0,8-1мкм содержат внутреннюю сверхмелкую ~100 нм полигональную сетку дислокаций. Известно, что стенки ячеек являются объемной сеткой переплетенных дислокаций, а границы полигонов – компланарная система. Карбидная фаза после диссоциации дисперсно перераспределяется по субструктуре.

Исследовали сталь 20 и 30XMA в состоянии поставки (нормализация и улучшение соответственно) и после субструктурного упрочнения по технологии ВЗТО. В качестве агрессивной среды были использовали следующие электролиты:

1. 2N раствор серной кислоты.

2. Испытательная среда NACE: водный раствор 3,2 г/л сероводорода, 0,5% уксусной кислоты, 3% NaCl;

3. Насыщенный водный раствор сероводорода с добавлением соляной кислоты до рН 0,6.

Растворы готовили из дистиллированной воды и реактивов марки ЧДА. Температуру опытов поддерживали в пределах 22±2°С.

На потенциостате П5827-М снимались анодные и катодные кривые динамической поляризации образцов.Скорость развертки равнялась1мВ/с в интервале изменения потенциала от минус 1,5 до плюс 1,2В. Поляризационные измерения проводились после 10 мин выдержки образцов в растворе с целью достижения стационарного потенциала. В качестве электрода сравнения использовался хлор-серебряный электрод. Исследования проводились на плоских образцах, подготовленных по методике [2]. По средним результатам записи потенциодинамических кривых на трех образцах были построины полулогарифмические зависимости перенапряжения от плотности тока катодной и анодной поляризации стали. Ограничились линейным тафелевским участком в пределах ±0,2В. Были определены следующие показатели электрохимической коррозии: стационарный потенциал металла; экстраполяцией тафелевских участков на стационарный потенциал определялся ток обмена (ток коррозии), отрицательный показатель изменения массы, показатель глубины коррозии. Балл коррозии оценивался по ГОСТ 13819-68.

Общая коррозия определялась гравиметрическим методом по ГОСТ17332-71.

Выход дислокаций на поверхность (хемомеханический эффект) подсчитывался по ямкам травления образцов в реактиве Мориса после часового наводороживания стали в среде №3 и электрополировки шлифов со снятием слоя 5-7мкм.

Емкость двойного электрического слоя (ДЭС) определяли в сероводородной и сернокислой средах компенсационным методом с помощью моста переменного тока Р571 по методике [4]. В качестве вспомогательных использовались электроды каломельный и из платиновой черни. Частота тока равнялась 1000 Гц.

Сопротивление стали внутреннему водородному растрескиванию (ВВР) и образованию поверхностных вспучиваний (водородный блистеринг) оценивались по методике NACE [5]. Трубные вырезки толщиной стенки 22мм использовали в состоянии поставки и после обработки по технологии ВЗТО. Из вырезок фрезеровкой готовили плоские образцы размерами 100x20x17мм. Образцы наводороживали в среде NACE, выдерживая в течение 96 часов без приложения нагрузки.

Подчитывали отношение суммарной площади вспучиваний на поверхности к площади образца $\frac{S_{ecn}}{S_{odp}}$.

100%. Затем образцы разрезали на макротемплеты, шлифовали и подвергали макротравлению для

выявления трещин. Подчитывали показатели длины трещин $\frac{l}{W}$ 100%, глубины трещин $\frac{n}{T}$ ·100% и

критерий чувствительности к трещинам $\frac{l*h}{T*W}$ 100%, где W и T ширина и толщина образца

соответственно.

Полученные результаты показали, что ячеисто-полигональная субструктура является оптимальным вариантом упрочнения, сталь повышает водородостойкость и физико-химические свойства в 1,5-3 раза.

Сотни специальных трубных переходов, изготовленных по технологии ВЗТО, подтвердили эксплуатационную надёжность при использовании в трубопроводах и оборудовании предприятий ОАО « ОРЕНБУРГАЗПРОМ».

Список литературы

1. Савченков Э.А., Щербилис И.А., Айткулов Р.Р.,Светличкин В.Ф. Способ обработки конструкционных сталей/ Авторское свидетельство № 1295757.

2. Фрейман Л.И. Потенциостатические методы в коррозионных исследованиях и электрохимической защите/Л.И. Фрейман, В.А. Макаров, И.Е. Брыксин. – Л.: Химия, 1972. – 239с.

4.Корс Л.Г.,Белоглазов С.М.,Островская М.В. и др. Исследование адсорбции N- и Sсодержащих ингибиторов кислотной коррозии и наводороживания на железе/ Коррозия и защита. – Калининград: КГУ, 1983.- вып.6.-с. 54-62.

5.NACE Standart TMO284 – 96/ Standart Test Method Evaluation of Pipe – line and pressure Vessel Steels for Resistanse to Hydrogen - induced Cracking:-Houston, Texas.- 10 p.

ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕТОДА ВСЕСТОРОННЕЙ ДЕФОРМАЦИИ Салищев Г.А.

Россия, Белгородский государственный университет, г. Белгород, salishchev@bsu.edu.ru

PRODUCTION OF BULK SEMYFINISHED PRODUCTS FROM METALS AND ALLOYS BASED ON THE METHOD OF MULTYPLE DEFORMATION

G.A.Salishchev

The work is devoted to experimental study of obtaining bulk nanoproducts by the method of multiple deformation. The results of a study of microstructure evolution and mechanical behavior during large multyple plastic deformation, factors defining a formation of nanostructure and scale up of method are presented. The grain size of 40-100 nm was formed in bulk products depending on sort of material and deformation conditions. The mechanical properties of materials obtained by multiple deformation were studied. It was shown a sharp growth of strength, fatigue limit, wear resistance and a decrease in superplasticity temperature. Combined method of multiple deformation with rolling for production sheets, foils and roads is given. Processing advantages of practical application of nanoproducts for producing articles have been evaluated using isothermal forging and superplastic forming.

Среди методов больших пластических деформаций всесторонняя деформация привлекает особое внимание, как способ изготовления наноструктурных полуфабрикатов практически любых габаритов. заключается в последовательном деформировании в различных Способ направлениях (преимущественно ортогональных) заготовки со степенями деформации, позволяющими на каждом последующем этапе восстановить форму заготовки близкую к исходной, и в итоге аккумулировать в ней значительную деформацию. Метод перспективен для получения объемных наноструктурных заготовок из металлов и сплавов. В работе на примере титана, двухфазных титановых сплавов и мели представлены результаты исследования особенностей бескислородной эволюции микроструктуры и механического поведения в ходе большой всесторонней деформации, факторов, определяющих формирование наноструктурного состояния и масштабирование метода. Определены режимы получения наноструктурных заготовок с размером зерен 40-100 нм в зависимости от природы материала и условий деформации.

Приводятся данные исследований механических свойств материалов, подвергнутых всесторонней деформации. Показана возможность радикального повышения свойств прочности, выносливости, износостойкости, сверхпластичности материалов при обработке этим методом. На примере сверхпластической штамповки и листовой формовки оцениваются технологические преимущества, которые могут быть получены при практическом применении. Приводятся результаты применения комбинирования всесторонней деформации с прокаткой для получения габаритных полуфабрикатов типа листов, фольг и прутков. Рассматриваются перспективы практической реализации и сравнение с методом равноканального углового прессования.

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ Сафаров И.М., Корзников А.В.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов PAH, ilfat@anrb.ru

THE INFLUENCE OF THE WARM DEFORMATION SCHEME ON SUBMICROCRYSTALLINE STRUCTURE FORMATION IN LOW CARBON STEELS

I.M. Safarov, A.V. Korznikov

The report considers processing of submicrocrystalline structure formation in low carbon steels by various means of severe warm deformation. It has been established that the warm deformation scheme defines on submicrocrystalline structure type. The influence of submicrocrystalline structure on mechanical properties is investigated. It is shown, that submicrocrystalline steels have high strength, exceeding properties of a coarse-grained condition in 2-3 times, and, during too time, possess high enough level of plasticity. Steels in such a state display high strength and ductility properties combined with low anisotropic ones.

Получение высокопрочного состояния в низкоуглеродистых малолегированных сталях является весьма актуальной проблемой для современного машиностроения, поскольку традиционные методы термической обработки не позволяют достигнуть высокого уровня механических свойств сталях данного класса. Например, такие стали широко используется при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, работающих в сложных климатических условиях и при высоком давлении. Для этих сталей весьма актуальным является повышение механических свойств и коррозионной стойкости. Одним из путей решения данной проблемы является получение сталей с субмикрокристаллической и нанокристаллической структурой. Известно, что одним из наиболее перспективных методов получения такой структуры в металлах и сплавах является интенсивная пластическая деформация. К таким методам относятся равноконально-угловое прессование, интенсивная теплая прокатка, всесторонняя ковка и другие. И несомненный интерес представляет сравнение типов и свойств субмикрокристаллических структурр, полученных различными методами интенсивной пластической деформации и выбор метода, позволяющего получить структуру в массивных образцах низкоуглеродистых малолегированных сталей с наиболее оптимальным сочетанием прочностных и пластических свойств.

В работе рассмотрено влияние интенсивной теплой деформации на процессы формирования субмикрокристаллической структуры в малолегированных низкоуглеродистых сталях. Проведена детальная аттестация структуры сталей, полученной различными методами теплой деформации. Показано, что смена схемы деформации от теплой прокатки до изотермической ковки позволяет формировать в малолегированных низкоуглеродистых сталях структуры различного типа: от волокнистой до равноосной. В полученных субмикрокристаллических состояниях в стали с равноосной структурой средний размер зерен составлял 0,3 мкм, а в стали с волокнистой структурой средний ролокон составил около 0,4 мкм.

Установлены закономерности изменения механических свойств сталей в зависимости от структурного состояния сталей. Исследовано влияние типа структуры на анизотропию механических свойств.

Установлено, что в нанокристаллическом и субмикрозернистом состоянии материалы проявляют особо высокие прочностные свойства, достигающие 900-1000 МПа, что превышает свойства крупнозернистого состояния в 2-3 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким Проведены уровнем пластичности. отжиги деформированных состояний. **v**становлены температурные диапазоны термостабильности полученных структур и исследованы механические свойства сталей после отжигов. Показано, что при рекристаллизации сталей с волокнистой структурой формируются равноосные зерна. При этом происходит снижение предела текучести сталей на 10-15%, но пластичность при этом увеличивается в два раза. В результате удается получить структурное состояние, которое отличается наиболее оптимальным сочетанием пластичности и прочности.

Проведен анализ природы высоких механических свойств сталей с различным типом субмикрокристаллической структуры.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Си-3,5%Ag-0,2%Zr ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Сергеев В.И.¹, Сафаров И.М.²

¹ Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет, pro100ilich@yandex.ru ² Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,

INFLUENCE OF INITIAL PHASE STATE ON EVOLUTION NANOCRYSTALLINE STRUCTURE OF Cu-3,5% Ag-0,2% Zr ALLOY UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION V.I. Sergeev, I.M. Safarov

The evolution of Cu-3,5Ag-0,2Zr alloy structure exposed an severe plastic deformation with a different amount of reduction has been investigated. It has been shown that severe plastic deformation leads to the strong conversion of phase structure of a copper hypoeutectic alloy. Nanocrystalline structure of alloy with high hardness was formed under high pressure torsion. Accurate correlation of hardness with a structurally-phase state of alloy was determined. It has been established, that change of morphology of initial eutectic phase strongly influences on the phase-structure evolution. Produced nanocrystalline state is stable to 300°C. The matrix structure with the grain sizes 200 nm was formed after annealing deformed samples at temperature 300°C.

Несмотря на значительное количество публикаций, посвященных проблемам формирования нанокристаллических (НК) материалов и изучению их свойств, большинство исследований ограничивались либо чистыми металлами, либо сплавами простых составов. При этом вопросы получения СМК структур в таких весьма важных в практическом отношении материалах как эвтектические сплавы до сих пор мало изучены. И работ как по механизмам формирования СМК структуры в сплавах с эвтектическими фазами, так и по проблемам взаимного влияния фазового состава и интенсивной пластической деформации практически нет. Можно предположить, что хрупкие эвтектические сплавы, широко используемые в качестве теплостойких и высокопрочных материалов, в НК и СМК состоянии могут обладать большей пластичностью и прочностью, что позволит расширить диапазоны их рабочих температур и нагрузок.

В связи с этим проведено исследование:

–тонкой структуры сплава Cu-3,5Ag-0,2Zr, подвергнутого интенсивной пластической деформации с разной степенью деформации;

- влияния интенсивной пластической деформации на морфологию фазового состава сплава;

– влияния исходного фазового состояния на процессы формирования структуры при интенсивной пластической деформации;

- влияния процессов формирования СМК структуры на твёрдость;

- термостабильности СМК структуры.

Исследованы различные фазовые состояния сплава, полученные предварительной термообработкой и отличающиеся морфологией эвтектической фазы. Деформирование образцов сплава проводилось кручением под высоким давлением. После интенсивной пластической деформации кручением доэвтектического сплава Cu–3,5Ag формируется НК структура с размером кристаллитов менее 100 нм и повышенной твердостью 2500 МПа. Одновременно с формированием НК структуры в доэвтектическом сплаве Cu–3,5Ag идут следующие изменения фазовой структуры:

– эвтектические прослойки по границам зерен в процессе деформации разрушаются;

– снижается объемная доля второй фазы на –5%;

- повышается концентрация легирующих элементов в матрице.

Полученная неравновесная НК структура термостабильна до 300°С. После отжига деформированных образцов сплава при температуре 300°С формируется равновесная НК структура матричного типа с размерами зерен 200 нм. Изменение твердости при отжиге определяется исходным до деформации фазовым состоянием. В состоянии, которое получено закалкой, твердость возрастает с 1400 МПа в деформированном состоянии до 1800 МПа после отжига при 300°С. Это обусловлено совместным прохождением процессов рекристаллизации и распада пересыщенного твердого раствора.

Таким образом, показано, что интенсивная пластическая деформация приводит к сильной трансформации фазовой структуры медного сплава. Установлено, что изменение морфологии исходной эвтектической фазы сильно влияет на формирование НК структуры и эволюцию фазовой структуры. Выявлена четкая корреляция твердости со структурно-фазовым состоянием сплава до и после деформационно-термической обработки.

ПОВЫШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ ТЕКСТУРОВАННОГО СПЛАВА МА2-1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Серебряный В.Н., Позднякова Н.Н., Копылов В.И., Добаткин С.В. Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.

Байкова PAH, vns@imet.ac.ru.

FORMABILITY INCREASE OF TEXTURED MA2-1 ALLOY AFTER EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING Serebryany V.N., Pozdnyakova N.N., Kopylov V.I., Dobatkin C.V.

The different regimes of equal channel angular pressing (ECAP) by routes A and Bc with the following annealing were used for grain refinement with the consequent grain growth and texture modification in the initial pressed Mg-Al-Zn alloy to study the possibility to enhance the low-temperature formability of the material. The effect of the texture and structure on the normal anisotropy coefficient and other formability parameters of the alloy were analyzed using Taylor model of the plastic deformation.

Деформируемость листовых полуфабрикатов можно оценить по коэффициентам нормальной анизотропии (R) и упрочнения (n), определяемым по результатам испытаний на растяжение. коэффициента нормальной анизотропии (КНА) главным образом зависит от Величина кристаллографической текстуры, формирующейся при деформации и отжигах в листах исследуемого сплава. R можно оценить расчетным путем по текстуре исследуемого материала, моделируя продольные и поперечные деформации в рамках модели пластической деформации Тейлора [1,2]. Деформируемые магниевые сплавы системы Mg-Al-Zn-Mn, к которым относится сплав MA2-1, обладают низкой деформируемостью при температуре испытаний меньше 250°C 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. Ситуацию можно улучшить, если предварительно сформировать в материале мелкозернистую структуру, стимулирующую дополнительные системы скольжения, такие как призматическое скольжение, особенно в приграничных областях зерен и рассеянную небазисную текстуру, активизирующую вновь базисное скольжение. Равноканальное угловое прессование (РКУП) является одним из способов интенсивной пластической деформации, обеспечивающих такое изменение микроструктуры и текстуры в данном магниевом сплаве [3].

Целью настоящей работы является изучение влияния текстуры и структуры на параметры деформируемости магниевого сплава МА2-1 после различных режимов РКУП и отжига.

Образцы магниевого сплава MA2-1 размером 20х20х150 мм подвергали РКУП по режимам 4A и 4B_c с последующим отжигом [3]. Для исследования структуры, текстуры и параметров деформируемости из центрального продольного сечения прессованного образца вырезали пластины размером 1х20х150 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 α_{max} =70° и с шагом по углам α и β , равным 5° (α и β – радиальный и азимутальный углы на полюсной фигуре). Функцию распределения ориентаций (ФРО) и ее коэффициенты рассчитывали, исходя из метода компонент [4]. Структуру сплава исследовали на оптическом микроскопе Neophot-2. Коэффициенты нормальной анизотропии, упрочнения и их произведения (*K*=*Rn*) определяли по результатам испытаний на растяжение на машине Instron-1165 при комнатной температуре.

В настоящей работе был применен метод расчета КНА по текстуре в рамках модели Тейлора-Бишопа-Хилла [2] для случая триклинной симметрии образца, выявленной после РКУП. В основу метода положено вычисление усредненного по всем ориентировкам g с учетом весовой функции текстуры фактора Тейлора $\overline{M(q)}$, где q - параметр, определяющий тензор деформации,

$$\overline{M}(q) = \sum_{\lambda=0}^{L_{\text{max}}} \sum_{\mu=-\lambda}^{\lambda} \sum_{\nu=-\lambda\rho=0}^{\lambda} m_{\lambda\rho}^{\mu\nu} C_{\lambda}^{\mu\nu} \frac{q^{\nu}}{2\lambda+1}$$
(1)

Коэффициенты разложения в ряд по сферическим гармоникам ФРО $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ и фактора Тейлора $m_{\lambda}^{\mu\nu}$ определяются, соответственно, из анализа экспериментальных полюсных фигур [4] и по формуле (2)

DFMN-2009

$$m_{\lambda}^{\mu\nu}(q) = (2\lambda + 1) \int M(q, g) T_{\lambda}^{\mu\nu^{*}}(g) dg .$$
 (2)

Экспериментальный параметр q, принимая значение q_{\min} , минимизирует усредненный фактор Тейлора. Тогда R определяется по формуле (3)

$$R = \frac{q_{\min}}{1 - q_{\min}}.$$
(3)

Текстура исходного состояния сплава характеризуется, в основном, острой аксиальной компонентой в Эйлеровых углах {182,8; 0÷90; -65,3} с объемной долей 83%. Микроструктура сплава - рекристаллизованная со средним размером зерна ≈ 9,8 мкм [3]. После РКУП с последующим отжигом (режимы 4АО и 4ВсО) средний размер зерна сплава мало отличался от исходного состояния и для режимов 4АО и 4ВсО составлял, соответственно, 9,8 и 9,5 мкм. Текстура, напротив, кардинально изменяется, при этом исходная аксиальная компонента расщепляется на несколько аксиальных и пиковых компонент, главные из которых аксиальные компоненты $\{435,1; 86,2; 0\div 60\}$ и {115,2; 90; 0÷60} с суммарной объемной долей 45,6% (режим 4АО) и пиковые компоненты {127,1; 10,2; -61,9},{258,7; 23,8; -83,5}, {417,2; 82,7; -86,3} и {285,6; 81; -95,4} с суммарной объемной долей 58% (режим 4BcO). Это расщепление является следствием больших сдвиговых деформаций, происходивших под углом 40°÷55° к первоначальному направлению прессования из-за поворота канала прессования на 90°. Для каждого из трех текстурных состояний рассчитывали коэффициенты $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ разложения в ряд по сферическим функциям до L_{max} =25 [4], которые использовали для вычисления суммы (1), необходимой для определения КНА. Алгоритм оценки КНА [2] применили для моделирования деформации растяжением при комнатной температуре исследуемого магниевого сплава, предполагая, что пластические деформации при растяжении обеспечиваются действием базисного и призматического скольжения и двойникования по системе {1012}<1011>. Критические напряжения сдвига (КНС) на данных системах деформации выбирали исходя из совпадения расчетных и экспериментальных значений *R*. Результаты расчета и эксперимента приведены в Таблице.1.

Тип образца	τ _{призм.,а/}	Расчетный	Эксперим.	Эксперим.	Эксперим.
	$ au_{6a3.}$	R_0	R_0	п	K
Исходный	1,4	0,9	0,89	0,104	0,093
РКУП(4АО)	2,8	1,15	1,15	0,061	0,07
РКУП(4ВсО)	1,35	1,96	1,96	0,265	0,519

Таблица 1. Отношения КНС для систем деформации, расчетные и экспериментальные *R*, экспериментальные *n* и *K* для различных состояний исследуемого магниевого сплава

Из приведенных результатов следует, что значение R возрастает после обработки РКУП и отжига по сравнению с исходным образцом. Напротив, n и K сначала уменьшаются после режима 4AO, а затем резко возрастают после режима 4BcO. РКУП(4BcO) является наиболее оптимальным режимом, так как именно при нем достигается наиболее высокие значения всех параметров деформируемости. Два наиболее важных фактора могли повлиять на полученный результат – это текстура и размер зерна. Но так как размер зерна у всех образцов мало различим, то определяющим фактором выступает текстура образцов. РКУП(4BcO) является наиболее оптимальным режимом, благодаря полученной текстуре, в этом случае отношение $\tau_{призм.,a'}$ τ_{6a3} наименьшее, можно сделать вывод, что при данной текстуре созданы благоприятные условия для активного призматического скольжения, которое способствует повышению низкотемпературной деформируемости данного сплава.

- 1. Bunge H.J., Z. Metallkde, 1985, Vol. 76, p.457 470.
- 2. В.Н. Серебряный, Н.Н. Позднякова, *Металлы*, 2009, №1, с. 66-72.
- 3. 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.
- 4. Т.М. Иванова, Т.И. Савелова, ФММ, 2006, т.101, №2, с.129-133.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА В АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ, НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ Скосырский А.Б., Бакач Г.П., Дударев Е.Ф., Табаченко А.Н. Россия, Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова, sab@ phys.tsu.ru

DEFORMATION BEHAVIOR AND FRACTURE REGULARITIES OF AMORPHOUS – NANOCRYSTALLINE, NANOCRYSTALLINE AND SUBMICROCRYSTALLINE TI-NI ALLOY Skosyrsky A.B., Bakach G.P., Dudarev E.F., Tabachenko A.N.

General regularities and peculiarities of deformation and fracture behavior of $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy have been studied at the submicrocrystalline, nanocrystalline and amorphous – nanocrystalline structures. On the basis of carried investigations it was determined that during isothermal loading of Ti-Ni alloy with amorphous – nanocrystalline structure the martensitic transformation is not proceeding. In that case the strong rise of yield stress $\sigma_{0.2}$ and yield strength σ_B and strong decrease of plasticity are to be observed. At nanocrystalline (middle grain size 50<d<100 nm) and submicrocrystalline (100<d<500 nm) structures the shape of tension curves is same as one's at the coarse – grained structure and inelastic martensitic deformation was developed. The phase and dislocation yield stresses and strength coefficient on the plastic deformation stage decreases with the grain sizes rising, but inelastic martensite deformation and percent elongation to fracture are increasing.

В настоящей работе исследованы общие закономерности и особенности деформационного поведения И разрушения аморфно-нанокристаллического, нанокристаллического И субмикрокристаллического никелида титана. Исследования выполнены на нестехиометрическом сплаве Ті_{49,4}Ni_{50,6}, выплавленном из высокочистых компонентов в гелиевой атмосфере. Соответствующие структурно-фазовые состояния исследуемого сплава были получены путем глубокой пластической деформации прокаткой в предмартенситном исходном состоянии и последующего отжига. При сформированных таким способом аморфно-нанокристаллической, нанокристаллической и субмикрокристаллической структурах сплав при комнатной температуре находится в двухфазном состоянии B2 + R и реализуется одна и та же последовательность мартенситных превращений B2 → R → B19[°] (B2 – высокотемпературная фаза типа CsCl, R и B19[°] – соответственно ромбоэдрический и моноклинный мартенсит).

При комнатной температуре деформации повышение прочности никелида титана в результате формирования аморфно-нанокристаллической структуры со средним размером нанозерен ~40 нм сопровождается сильным понижением пластичности. При этом мартенситное превращение в ходе нагружения не происходит, а реализуется только пластическая деформация. Величина пластической деформации до начала ее локализации на макромасштабном уровне составляет примерно 2%, а относительное удлинение в момент разрушения не превышает 5%. К моменту разрушения формируется единственная макрополоса локализации пластической деформации под углом около 50° к оси растяжения. Разрушение происходит по этой полосе с достаточно однородной поверхностью разрушения. Она представлена неглубокими ямками с плоским дном, разделенными невысокими гребнями рваной формы, которые являются местами дорыва. Ямки такого типа (фасетки) формируются зарождением отдельных трещин, их концентрическим ростом и слиянием. Места дорыва образуются по границам этих ямок. Внутри отдельных фасеток видны ступеньки скола. Такая структура характерна для материалов с большим запасом упругой энергии, где возможности пластической деформации практически исчерпаны. Этим условиям полностью соответствует материал в макрополосе локализации пластической деформации при аморфно-нанокристаллической структуре.

Изменение аморфно-нанокристаллической структуры на нанокристаллическую путем отжига при 250°C в течение 1 часа приводит к существенному изменению деформационного поведения сплава Ti_{49,4}Ni_{50,6} Во-первых, при изотермическом нагружении при комнатной температуре пластической деформации предшествует неупругая мартенситная деформация, то есть при нагружении развивается мартенситное превращение. Во-вторых, как и при крупнозернистой структуре, на стадии мартенситной деформации на кривой растяжения наблюдается площадка текучести, на которой величина мартенситной деформации достигает 3% при высоком фазовом пределе текучести ($\sigma_{\rm M}$ =500-600 МПа). В-третьих, дислокационный предел текучести $\sigma_{\rm T}$ превышает

1800 МПа, а предел прочности 2000 МПа; однако степень однородной пластической деформации и степень пластической деформации до разрушения остаются сравнительно невысокими.

Как и при аморфно-нанокристаллической структуре, при нанокристаллической структуре (средний размер нанозерен 50-70 нм) перед разрушением формируется макрополоса локализации пластической деформации под углом примерно 45° к оси растяжения. По этой полосе и происходит разрушение. Поверхность разрушения представлена областями хрупкого скола, чередующимися с областями сдвига. Вблизи боковых граней образца наблюдается только хрупкий скол. Области хрупкого скола содержат равноосные фрагменты разрушения размером до 9 мкм, практически без гребней отрыва, внутри которых наблюдаются ступеньки скола. Видимо, разрушение таких фрагментов идет путем зарождения, концентрического роста и слияния трещин. В центральной части поверхности разрушения области хрупкого скола чередуются с областями сдвига (длиной до 100 мкм, под углом примерно 30° с широкой гранью образца) сдвига. Фрагменты разрушения в областях сдвига имеют вытянутую форму, более выраженные гребни дорыва. Это говорит об участии пластической деформации при дорыве фрагментов сдвига. Еще более выражены гребни дорыва по границам самих областей сдвига.При нано-субмикрокристаллической структуре, когда доля нано- и субмикрокристаллических зерен примерно одинаковая (средний размер зерен 100 нм),

диаграмма растяжения в общих чертах имеет такой же вид, как при крупнозернистой структуре.

Степень мартенситной деформации на площадке текучести по сравнению с наноструктурным состоянием увеличивается, а фазовый и дислокационный пределы текучести понижаются. Уменьшается при этом и предел прочности. Кроме того, после площадки мартенситной текучести отчетливо выявляется еще одна стадия мартенситной деформации; на этой стадии степень мартенситной деформации примерно такая же, как на площадке текучести.

При данной нано-субмикрокристаллической структуре перед разрушением наблюдается слабое сужение образца в области, где формируются несколько макрополос локализации пластической деформации, параллельных и непараллельных друг другу. Разрушение частично происходит по одной из макрополос локализации и частично по однородно деформированному материалу. Поэтому поверхность разрушения делится на области, одна из которых представляет собой почти хрупкий скол (область разрушения по макрополосе локализации пластической деформиции), другая — вязкое разрушение (дорыв в области однородно деформированного материала). В области скола наблюдаются фрагменты разрушения различных размеров (до 5,0 мкм) и формы, со ступеньками скола в них. Область вязкого разрушения состоит из ямок различной глубины и размера (средний размер 3,6 мкм). Области хрупкого скола и вязкого разрушения дорывом расположены под большим углом друг к другу. При этом частичное разрушение по макрополосе идет не по одной из хорошо сформированных, параллельных друг другу макрополос, а по сформировавшейся последней под большим углом к первым макрополосам.

При переходе от нано-субмикрокристаллической структуры к субмикрокристаллической структуре со средним размером зерен 160 нм вид кривых течения сохраняется, но понижаются фазовый и дислокационный пределы текучести, а также предел прочности. При этом величина мартенситной деформации остается такой же, как при нано-субмикрокристаллической структуре. При этом наблюдается сложная картина разрушения, состоящая из нескольких областей с разным характером разрушения. Разрушение образца происходит частично по макрополосе локализации пластической деформации (центральная область поверхности разрушения) и по двум областям вне этих полос. Центральная область (разрушение по полосе) представляет хрупкий скол, а две крайние области (вне макрополосы) – вязкий дорыв с характерным ямочным рельефом. Размеры ямок в областях вязкого разрушения составляют 3÷4 мкм.

Таким образом, деформационное поведение и характер разрушения никелида титана Ti_{49,4}Ni_{50,6} зависят от структурного состояния и размера зерен. Эти данные получены при вариации структуры и размера зерен от нано- до субмикрокристаллического путем глубокой пластической деформации в предмартенситном исходном состоянии и последующего отжига.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 07-01-00414-а), госконтракта № 02.523.11.3007 по федеральной целевой программе и АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы » на 2009 – 2010 гг № 2. 1. 1 / 4147.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУТУРОЙ Терентьев В.Ф.

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН *E – mail: fatig@ mail.ru*

FATIGUE BEHAVIOR OF ULTRAFINE – GRAINED METALS AND ALLOYS Terentyev V.F.

In the present short review, the results of recent investigations of the cyclic deformation and fatigue properties of different ultrafine – grained metals and alloys, produced by equal channel angular pressing.

В настоящее время имеются технологии интенсивной пластической деформации (ИПД) (равноканальное угловое прессование – РКУП, кручение под гидростатическим давлением - КГД, экструзия и др.), с помощью которых можно получить массивные металлические субмикрокристаллические (СМК) материалы с размером зерна 100 – 500 нм и высокими статическими прочностными характеристиками. Некоторыми специальными технологиями (напыление и др.) удается получить нанометаллические материалы с размерами зерен меньшими 100 нм].

В подавляющем числе случаев после интенсивной пластической деформации статические механические свойства значительно возрастают. Поведение субмикрокристаллических (СМК) и нанометаллических материалов в условиях циклического деформирования вызывает большой интерес как в теоретическом, так и в практическом аспектах, поскольку часто нет однозначной зависимости между высокими механическими свойства при статическом деформировании этих материалов и характеристиками усталости [1-7]. Это связано с тем, что после интенсивной пластической деформации структурное состояние металлических материалов часто бывает в метастабильном состоянии. В результате длительного циклического деформирования в таких материалах могут проходить процессы возврата и фазовые превращения. Поэтому часто после интенсивной пластической деформации металлические материалы дополнительно подвергают различного рода термической или термомеханической обработке. Так как, испытания на усталость очень чувствительны к структурному состоянию и стабильности состояния материала под нагрузкой, то их проведение позволяет более надежно выбрать оптимальные режимы ИПД и последующей термомеханической обработки для получения нужных эксплуатационных свойств СМК материалов. На механические свойства СМК металлических материалов и, в частности, на характеристики усталости влияет много факторов, сопутствующих ИПД: исходное структурное состояние материала, режимы (например, для РКУП: маршруты, количество проходов, температура деформирования, последующая термомеханическая обработка) и способы проведения ИПД.

В обзорной статье X. Муграби (*Mughrabi H*. On the grain – size dependence of metal fatigue: outlook on the fatigue of ultrafine – grained metals // Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation (NATO Science Series). – Dordrecht – Boston – London: Kluwer Academic Publishers. – 2000. – 241 – 253) выделяются следующие аспекты проблемы металлических CMK материалов, которые следует изучить применительно к оценке их сопротивления усталостному разрушению: характер циклического скольжения, циклическое упрочнение / разупрочнение, закономерности хода кривых циклического деформирования, локализация циклической деформации (устойчивые полосы скольжения, полосы сдвига), распределение дислокаций и дислокационные механизмы деформации, закономерности усталостной повреждаемости (внутризеренное и межзеренное зарождение усталостных трещин, распространение усталостных трещин), долговечность при усталости, коррозионная усталость. В принципе, это те же самые характеристики и критерии, по которым оценивается циклическая прочность стандартных металлических материалов.

Основные выводы по закономерностям поведения СМК металлов и сплавов при циклическом деформировании кратко можно суммировать следующим образом. В большинстве случаев у этих материалов повышение прочностные статических характеристик (например, у титана σ_B возрастает с 700 до 1240МПа [3]) приводит и к повышению предела выносливости. Однако, обработка алюминиевого сплава 5056 РКУП повысила долговечность этого сплава только в малоцикловой области кривой усталости при неизменном значении предела выносливости. При этом у этого сплава предел текучести после РКУП возрос в 4 раза.[4]. У магниевых сплавов в зависимости от их исходного структурного состоянии и режимов РКУП прочностные характеристики могут

существенно не меняться, однако пластичность в ряде случаев возрастает. Соответственно, характеристики усталости могут взрастать не очень существенно. Значительное повышение статической и циклической прочности после РКУП наблюдалось в работе [2] у аустенитной стали Х18Н10Т. При этом на поведение этой стали в условиях циклического деформирования большое влияния оказывают процессы мартенситного превращения: при высоких циклических нагрузках количество мартенситной фазы возрастает, а при напряжениях близких к пределу выносливости сокращается за счет процессов возврата. В работе [5] отмечается, что роль границ зерен в усталости СМК – металлов важна и неоднозначна. С одной стороны они являются барьерами движению дислокаций и таким образом способствуют повышению напряжения течения и косвенно предела выносливости. С другой стороны, по той же причине они являются концентраторами напряжения и ведут к ранней локализации деформации, сдвигообразованию и разрушению. Снижение пластичности после интенсивной пластической деформации обусловливает высокую чувствительность к концентрации напряжений и пониженные характеристики циклической трещиностойкости этих материалов [6]. Фрактографические особенности усталостного разрушения СМК металлических материалов могут быть связаны с переходом от бороздчатого рельефа поверхности разрушения к межзеренному [7].

В докладе обобщены литературные данные по циклической прочности СМК – металлических материалов и рассмотрены некоторые результаты по их изучению, полученные в Институте металлургии и материаловедения им. А.А.. Байкова РАН.

Литература

1.*Hőppel H.-W., Mughrabi H., Vinogradov A.* Fatigue Properties Nanostructured Materials / Bulk Nanostructured Materials. Edited by M.J. Zehetbauer and Y.T. Zhu. Copyright© 2009 WILEY-VCH Verlag GmbH& Co. KGaA. Weinheim ISBN: 978-3-527-31524-6, p. 481-499.

2. *Терентьев В.Ф., Добаткин С.В., Просвирнин Д.В. и др.* Усталостная прочность аустенитной стали X18H10T после равноканального углового прессования // Деформация и разрушение материалов,2008, № 10, с. 30 -38.

3. Семенова И.П., Салимгареева Г.Х.. Латыш В.В. и др. Исследование сопротивления усталости титана с ультрамелкозернистой структурой // Металловедение и термическая обработка металлов, 2009, № 2 (644), с. 34 – 39.

4. Patlan V., Vinogradov A., Higashi K. et.al. // Mater. Sci. and Eng. A. 2001. Vol. 300, p. 171 – 182.

5. Виноградов А.Ю., Хасимото С. Усталость ультрамелкозернистых материалов, полученных равноканальным угловым прессованием // Металлв, 2004, №1, с. 51 – 62.

6. *Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Просвирин Д.В.* Усталостная прочность субмикро – и нанокристаллических сплавов железа, титана и никеля // Деформация и разрушение материалов,2007, № 9, с. 2 - 11.

7. *Терентьев* В.Ф. Алымов М.И., Колмаков А.Г. и др. Циклическая прочность субмикрокристаллического никеля, полученного методом спекания нанопорошка // Российские нанотехнологии, 2008, том 3, № 5 – 6, с. 114 – 119.

СТАТИЧЕСКАЯ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА 2-1 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Терентьев В.Ф.^{1,а}, Добаткин С.В.^{1,6}, Просвирнин Д.В.¹, Банных И.О.¹, Копылов В.И.^{2,в}, Серебряный В.Н.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119991, Россия, Москва, Ленинский проспект, 49; ²Физико-технический институт НАН Беларуси, 220141, Беларусь, Минск, ул. Купревича, 10;

a) E- mail: fatig @ mail.ru; б) E- mail: dobatkin @ imet.ac.ru; в) E-mail: kopylov.ecap@gmail.com

EFFECT OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON STATIC AND FATIGUE PROPERTIES MAGNESIUM ALLOY MA2 – 1

Terentyev V.F., Dobatkin C.V., Prosvirnin D.V., Bannykh I.O., Kopylov V.I., Serebryany V.N.

Investigations effect equal channel angular pressing on cyclic deformation and fatigue properties of different ultrafine – grained magnesium alloys MA2 - 1.

Магниевые сплавы находят все более широкое применение в промышленности для легковесных конструкций, например в автомобилестроении и авиации, из – за их сравнительно высокого отношения прочности к удельному весу, которое в некоторых случаях может превысить эти значения алюминиевых сплавов и конструкционных сталей. Для практического применения этих сплавов также очень важно знать характеристики усталостной прочности. Заготовки из магниевого сплава MA – 2 1 (3,0 Al; 0,8Zn; 0,5Mn, ост. Mg; вес. %) отжигали (исходное состояние) и подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) по маршруту близкому Вс с шестью проходами в интервале температур 260 – 200°С. В исходном состоянии наблюдался разброс в размере зерен от 15 мкм до 4 мкм. После РКУП средний размер больших зерен составлял 1 – 3 мкм, а мелких от 500 до 800 нм. Для определения механических свойств при статическом растяжении и циклическом деформировании использовались плоские образцы образцах сечением 7x1 мм² и длиной рабочей части 15 мм, вырезанные методом электроэрозионной резки. Предел прочности исследованного материала после РКУП составляет 270МПа, что на 30 .МПа ниже, чем у образцов в исходном состоянии, однако относительное удлинение увеличилось с 12 до 18% (рис.1). Некоторое снижение предела прочности после РКУП можно объяснить трансформацией субзеренной полигонизованной структуры, значительная часть которой сохранялась перед РКУП, в зеренную рекристаллизованную структуру в ходе деформации. Понижение прочности происходит за счет увеличения размера рекристаллизованных в ходе РКУП зерен по сравнению с размерами субзерен в полигонизованной увеличение пластичности обусловлено значительным увеличением структуре. а доли большеугловых границ



Рис. 1. Кривые статического растяжения сплава MA2 – 1: 1 – после РКУП; исходное состояние Рис. 2.. Кривые усталости магниевых сплавов:



Испытания на усталость в условиях повторного растяжения с $\sigma_{min} = 20$ МПа проводили на машине Инстрон 8801 Радиус перехода от рабочей части к захватам составлял 5 мм. .На рисунке 2 представлены кривые усталости исследованных серий образцов. Видно, что при всех исследованных
уровнях циклических напряжений долговечность образцов после РКУП более чем в два раза меньше долговечности образцов в исходном состоянии, однако предел усталости у этих серий практически одинаков и составляет ~ 60МПа. Для сравнения на рис. 2 приведена также кривая усталости прокатанного магниевого сплава AZ31, полученная в работе (*Noster U., Scholtes.* Stress – Controlled Fatigue of Magnesium Wrought Alloy AZ31 in the Temperature Range 20 – 300⁰C // Z. Metallkd. 2001,vol. 92, № 3, s.260 – 264) в условиях симметричного растяжения – сжатия с частотой нагружения 5 Гц (рис. 2, кривая 3).

Фрактографические исследования показали, что в отличие от усталостного механизма разрушения исходных образцов, когда выявляется гребенчатый рельеф с наличием усталостных бороздок (рис. 3, а), в случае образцов после РКУП при большом циклическом напряжении разрушение в основном происходит по границам отдельных зерен или их скоплений (рис. 3, б).





6

Рис. 3. Фрактография усталостного разрушения исходных образцов (а) и после РКУП (б)

Основное различие в механизме статического разрушения исходных образцов и образцов с субмикрокристаллической структурой после РКУП связано с размером ямок вязкого разрушения, которые во втором случает на порядок меньше (1 – 4 мкм).

СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X18H10T ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ (РКУП) Терентьев В.Ф.^{1,a}, Добаткин С.В.^{1,6}, Просвирнин Д.В.¹, Банных И.О.¹, Рыбальченко О.В.¹, Рааб Г.И.²

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119991, Россия, Москва, Ленинский проспект, 49; ² Институт физики перспективных материалов. Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, Уфа

a) E- mail: fatig @ mail.ru; 6) E- mail: dobatkin @ imet.ac.ru

EFFECT OF EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON STATIC AND FATIGUE PROPERTIES STEEL X18H10T

Terentyev V.F., Dobatkin C.V., Prosvirnin D.V., Bannykh I.O., Rybal'chenko O.V., Raab G.I.

Investigations effect equal channel angular pressing on cyclic deformation and fatigue properties of different ultrafine – grained steel X18H10T

Заготовки из стали X18H10T (0,07С;17,3Сг;9,2Ni;0,2Сu; 0,7Ti, 0,Si; 1,4Mn;0,003S; 0,003P, вес. %) диаметром 22 мм выдерживали при температуре 1050°С (1 час) и охлаждали на воздухе (исходное состояние) (серия 1) и затем подвергали РКУП (4 прохода: один проход с углом пересечения каналов 90° и 3 прохода с углом 120° , что соответствует истинной деформации $\varepsilon = 3,2$ при комнатной температуре (серия 2). В исходном состоянии в структуре стали содержалось 95% аустенита и 5% δ феррита при размере аустенитных зерен 20 мкм. После РКУП наблюдается вытянутая в направлении длины образца исходная зеренная структура. Структура внутри зерна представляет собой ориентированную субструктуру с размером ориентированных структурных элементов в пределах от 100 до 250 нм. Интенсивная пластическая деформация РКУП при комнатной температуре нержавеющей стали X18H10T приводит к более, чем двукратному повышению прочностных механических характеристик за счет уменьшения на порядок параметров субструктуры, повышения плотности дислокаций и существенного увеличения содержания более прочной мартенситной фазы. При этом пластичность существенно снижается. Испытания на усталость в условиях повторного растяжения с $\sigma_{min} = 20$ МПа проводили на плоских образцах сечением 7х1 мм² и длиной рабочей части 15 мм. Радиус перехода от рабочей части к захватам составлял 5 мм. Усталостная прочность плоских образцов из стали X18H10T в условиях после РКУП значительно выше, чем, в состоянии закалки: предел усталости на базе 8.10⁶ циклов нагружения возрастает на 100 МПа и составляет 350МПа, а ограниченная долговечность в сравнимом диапазоне напряжений - в 5 - 10 раз (рис. 1, а).



Рис. 1. Кривые усталости аустенитной стали X18H10T (1 –исходное состояние; 2 – после РКУП) (а) и количество магнитной фазы в структуре до и после циклического деформирования (б):

1, 3 – серия 1, исходное состояние; 2 – после испытания на усталость при σ = 570МПа; 4 – после испытания на усталость при σ = 300МПа;

5, 7 – серия 2, исходное состояние; 6 – после испытания на усталость при $\sigma = 800$ МПа; 8 - после испытания на усталость при $\sigma = 400$ МПа.

Изменение магнитной фазы в структуре аустенитной стали в различном структурном состоянии до и после циклического деформирования представлено на рис. 1,6.В образцах серии 1 в исходном состоянии было 5% магнитной фазы (δ - феррит). В образце испытанном на усталость до разрушения при максимальном напряжении 300МПа количество магнитной фазы возросло до 29% за счет образования мартенситной α - фазы в процессе циклического деформирования. При испытании на усталость при более высоком циклическом напряжении (570МПа) содержание

DFMN-2009

магнитной фазы повысилось до 35%.В образцах серии 2 (после РКУП) исходное содержание магнитной фазы составляло 45%. Испытание в условиях усталости при максимальном напряжении 800МПа (число циклов до разрушения 8.10⁴) привело к дополнительному увеличению магнитной фазы и составило 54%. Однако, деформирование при значительно меньшем циклическом напряжении 400МПа (число циклов до разрушения 10⁶) наблюдалась обратная картина: количество магнитной фазы снизилось с 45% до 15%. По - видимому, это связано с обратным мартенситным превращением, происходящим в чисто упругой области длительных циклических напряжений в метастабильной субструктуре после РКУП. Это также объясняет сравнительно небольшое повышение предела выносливости после РКУП на базе 10⁷ циклов нагружения по сравнению с отожженным состоянием. Так, если предел прочности после РКУП возрос на ~ 580МПа, то предел выносливости повысился лишь на ~ 100МПа. По - видимому, должно быть пороговое циклическое напряжение, при котором начинаются процессы возврата (в данном случае обратного мартенситного превращения) в структуре после РКУП в условиях длительных повторных нагрузок.







В Г Рис. 2. Фрактография усталостного разрушения: а, б – исходный материал, б – после РКУП

Фрактографические исследования усталостного разрушения образцов в исходном состоянии и после РКУП выявили с заметные различия (рис. 2). В исходном состоянии наблюдается четко выраженная бороздчатость рельефа (рис. 2, а и б), в образцах после РКУП присутствует вторичное растрескивание вдоль усталостных бороздок (рис.2, в), а на стадии ускоренного распространения трещины при большом максимальном напряжении наблюдается скачкообразное развитие трещины с чередованием областей вязкого ямочного разрушения и усталостного бороздчатого рельефа (рис. 2, г)

Литература

Терентьев В.Ф., Добаткин С.В., Просвирнин Д.В. и др. Усталостная прочность аустенитной стали X18H10T после равноканального углового прессования // Деформация и разрушение материалов,2008, № 10, с. 30 -38.

ЗАВИСИМОСТЬ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 ОТ СТРУКТУРЫ Ушанова Э.А.^{1,2}, Зубаиров Л.Р.², Хисамов Р.Х.², Назаров К.С.², Юмагузин Ю.М.², Мулюков Р.Р.² Россия, ¹УГАТУ, ²ИПСМ РАН, elinaushanova@rambler.ru

Россия, ^тут Ату, ^типСМ РАН, ennausnanova@ranibler.ru

WORK FUNCTION DEPENDENCE OF AMG6 ALUMINIUM ALLOY FROM STRUCTURE Ushanova E.A., Zubairov L.R., Hisamov R.H., Nazarov K.S., Yumaguzin YU.M., Mulyukov R.R.

The manuscript considers the influence of phase composition and nonequilibrium structure of AMg6 aluminium alloy on work function.

Nanocrystalline nonequilibrium structure in AMg6 aluminium alloy was formed by severe plastic deformation using a high-pressure torsion method. Further samples were subjected to annealing. Work function was measured by an electron beam using a contact potential difference method (Anderson method).

The nanocrystalline nonequilibrium structure formed in aluminium alloy AMg6 from severe plastic deformation results in decreasing work function in comparison with the fine-grained recrystallized one. The β -phase precipitation (Al3Mg2) from severe plastic deformation and 150 °C annealing leads to maximum decrease in work function.

Холодные катоды имеют широкую область применения в устройствах электронной техники. Одним из способов повышения эффективности катода является снижение работы выхода электрона (РВЭ).

Выявлению возможной корреляции РВЭ с другими свойствами материала уделялось внимание в работах многих авторов. В частности, РВЭ является характеристикой интенсивности межатомного взаимодействия и, как следствие, зависит от химического, фазового состава, наличия дефектов в материале.

В данной работе было исследовано влияние фазового состава и неравновесности структуры алюминиевого сплава АМг6 на РВЭ.

В качестве исследуемого материала выбран алюминиевый сплав АМг6, который используется в холодных катодах ионных источников. Нанокристаллическая (НК) структура в сплаве АМг6 была сформирована с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) до истинной логарифмической степени e=4-7 методом кручения под квазигидростатическим давлением. Полученные образцы подвергали отжигу при различных температурах в течение 30 минут. Измерения микротвердости образцов проводились с помощью приставки МНТ-10 и оптического микроскопа Axiovert 100A, исследования микроструктуры - на электронном просвечивающем микроскопе JEM-2000EX. Рентгеноструктурный анализ выполнялся на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-4-07. РВЭ была измерена методом контактной разности потенциалов (КРП) электронным пучком (метод Андерсона). Перед измерением производилась очистка поверхности образца in situ ионами аргона.

В результате ИПД кручением в образцах сплава АМг6 была сформирована НК фрагментированная структура со средним размером фрагментов 100 нм, имеющих большеугловые разориентировки. Неоднородный контраст в теле фрагментов свидетельствовал о наличии сильных искажений в структуре. В процессе отжига деформированного сплава АМг6 до 200 °C происходит возврат в объеме фрагментов, сопровождающийся релаксацией внутренних напряжений, практически без изменения среднего размера фрагментов. После отжига при 250 °C неравновесные границы зерен трансформируются в равновесные. При дальнейшем увеличении температуры отжига начинает происходить значительный рост зерен, и при 300 °C средний размер зерен достигает 2 мкм. Изменения микротвердости исследуемых образцов коррелируют с их структурными изменениями.

Анализ дифрактограмм показал, что наиболее сильное снижение периода кристаллической решетки а наблюдается для состояния после ИПД и последующего отжига при 150 °C. Снижение а может быть вызвано уменьшением содержания магния в алюминиевом твердом растворе. На дифрактограмме сплава АМг6 в состоянии после ИПД и отжига при 150 °C помимо дифракционных линий алюминиевого твердого раствора обнаружены линии второй фазы. Сравнение полученных линий с данными банка фаз позволило идентифицировать их принадлежность к β -фазе (Al3Mg2) с периодом кристалличекой решетки а=28,24 Å намного большим а= 4,07 Å твердого раствора Mg в Al.

Формирование неравновесной НК структуры в сплаве АМг6 ИПД кручением приводит к понижению РВЭ по сравнению с мелкозернистой рекристаллизованной структурой. Выделение βфазы (Al3Mg2) после ИПД и отжига при 150 °С приводит к максимальному снижению РВЭ.

ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ Харламов В.О., Крохалев А.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

PRODUCTION OF MATERIALS WITH SUBMICROSCOPIC AND NANOSTRUCTURE USING EXPLOSIVE TREATMENT

Kharlamov V.O., Krokhalev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I.

Processes of breaking fractions of powders at production of hard alloys with nanosized grains by explosive compaction are considered. The model of carbide skeleton of hard alloy is presented.

Одним из методов получения изделий с наноразмерной структурой является консолидация нанопорошка, полученного любым известным способом, например. механическим диспергированием, механохимическим синтезом, электрическим взрывом проводников с последующей конденсацией продуктов взрыва в инертной атмосфере или в специально созданной газовой среде, плазмохимическим и др. Традиционные методы, предусматривающие обычно прессование порошковых смесей и их последующее спекание, в данном случае мало эффективны прежде всего из-за существенного роста зерна в процессе высокотемпературной обработки. Обойти указанные затруднения можно путем использования для процесса компактирования энергии взрыва.

При получении твердых сплавов взрывом исходную порошковую смесь, состоящую из частиц исходного карбида и металлической связки, обычно располагают на металлической подложке и нагружают путем подрыва накладного заряда ВВ через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка.

Процесс сопровождается прохождением по порошку падающей и отраженных ударных волн, которые уплотняют порошковый материал и создают условия, необходимые для формирования прочных поверхностей раздела между его компонентами. При этом одновременно могут происходить процессы дробления частиц порошка, приводящие к существенному уменьшению среднего размера структурных составляющих получаемого материала. Указанная особенность взрывного компактирования заслуживает на наш взгляд самого пристального внимания в связи с весьма существенной стоимостью наноразмерных порошков.

Исследование модельных твердых сплавов, полученных взрывной обработкой смесей порошков карбида хрома Cr_3C_2 с Cu, Ni и Ti микронного размера в широком диапазоне параметров нагружения (в соответствии с проведенными расчетами температура разогрева порошка в ударных волнах изменялась в опытах от 200 до 1000 °C, а максимальное давление ударно-волнового сжатия - от 4 до 16 Гпа), показало, что относительная удельная поверхность карбидной фазы в их структуре может принимать значения, отличающиеся от значения относительной удельной поверхности исходных карбидных частиц как в большую, так и в меньшую сторону, что свидетельствует о протекании как процессов их дробления, так и процессов совместной пластической деформации частиц, сопровождающейся образованием непрерывного карбидного скелета сплава.

Для оценки степени протекания указанных процессов была предложена модель карбидного скелета, основанная на сферическом приближении формы частиц до и после деформации (рис.1).

В соответствии с этой моделью в качестве величины, характеризующей размер частиц карбидной фазы, рассматривался "восстановленный" диаметр d, а степень их деформации оценивалась по относительному изменению диаметра от d до d_x . Значения величин d и d_x при этом вычислялись на основании данных по удельному объему и относительной удельной поверхности карбидной фазы, измеренным металлографически.

Проведенные исследования показали, что независимо от типа и количества металлической связки интенсивность дробления карбидных частиц однозначно связана с остаточной пористостью твердых сплавов, а степень их пластической деформации – с содержанием карбидной фазы в структуре сплава после взрывной обработки (рис.2).



Рис.1. Микроструктура (х5000) и модель карбидного скелета твердого сплава



Рис.2. Связь диаметра карбидных частиц и степени их деформации с пористостью и удельным объемом карбидной фазы в структуре твердых сплавов

\cap		
- Ск ₃ С ₂ +30 обю% Сг	•	- Ск ₃ С ₂ +30 обю% Ті
$^{\Delta}$ - Cr ₃ C ₂ +30 οδ.% Ni		- Cr ₃ C ₂ +20 об.% Ті

Установленные закономерности свидетельствуют, что в рассматриваемых условиях дробление карбидных частиц происходит преимущественно по откольному механизму в результате выхода ударных волн на их свободные поверхности, а деформация является следствием взаимодействия частиц друг с другом по контактным поверхностям.

В результате существенное (на порядок) уменьшение размера карбидных частиц наблюдается только на режимах, обеспечивающих остаточную пористость сплавов на уровне 30-40%. При формировании практически беспористых материалов средний размер карбидного зерна оказывается равным среднему размеру частиц карбидной фазы в исходной смеси порошков и для получения наноструктурных твердых сплавов необходимо использовать наноразмерные порошки соответствующих карбидов.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСЛОВИЙ СЖАТИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ

Харламов В. О., Крохалев А. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

COMPUTER SIMULATION OF THE COMPRESSION CONDITIONS AT PRODUCTION OF MATERIALS WITH SUBMICROSCOPIC AND NANOSTRUCTURE USING EXPLOSION TREATMENT

Kharlamov V.O., Krokhalev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I.

Calculation model of explosive compacting of nanograin size powders based on step-by-step determination of the incident and reflected waves behavior is presented in the paper.

В настоящее время разработаны достаточно эффективные способы производства нанопорошков различных материалов, и в частности карбидов тугоплавких металлов. Все это делает актуальной разработку методик получения из них твердых сплавов и покрытий, от которых можно ожидать необычного сочетания высокой твердости с повышенной ударной вязкостью при условии сохранения наноразмерности структурных составляющих материала. Традиционные технологии получения твердых сплавов и покрытий, включающие прессование и спекание, для решения данной задачи мало пригодны из-за роста частиц карбидной фазы материала во время спекания, необходимого для формирования твердого сплава.

Выход из сложившейся ситуации состоит в использовании технологии взрывного прессования, обеспечивающего не только качественную напрессовку порошкового слоя на поверхность заготовки детали, но и возможность получения готового наноструктурного твердого сплава без операции спекания.

При проведении подобной операции оптимальной является схема нагружения, предусматривающая размещение исходной порошковой смеси непосредственно на поверхности металлической подложки и нагружение ее с помощью накладного заряда ВВ, отделенного от порошка промежуточной прокладкой.

Недостатком этих схем является, однако, отсутствие до конца разработанных методик расчетной оценки физических условий сжатия реализуемых при их использовании.

Большинство имеющихся в настоящее время расчетных моделей основано на решение задачи о метания продуктами детонации тел переменной массы и не учитывают процессов прохождения ударной волной самой прокладки и ее отражений от поверхности подложки и промежуточной прокладки. Это обстоятельство ограничивает расчет рассмотрением только первой ударной волны, распространяющейся по исходному неуплотненному порошку, и не позволяет оценить параметры его сжатия в отраженных ударных волнах. В полном объеме и точной постановке, однако, рассматриваемая задача практически не поддается решению, в связи с чем возникает необходимость приближенного решения, которое было реализовано методом (P,u) -диаграмм, основанном на поэтапном определении характеристик падающих и отраженных ударных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах "давление - массовая скорость".

Компьютерная программа, осуществляющая все необходимые расчеты, предусматривает выбор схемы нагружения и ввод необходимых для моделирования характеристик BB, порошкового материала, а также материалов промежуточной прокладки и основания, на котором располагается порошок. В результате расчета по модели в поле табличного вывода выдаются параметры падающих и отраженных ударных волн в прокладке, порошке и основании, по которым может быть построена полная (P,u) – диаграмма процесса.

Приведем сравнение результатов расчета распределения массовой скорости частиц порошка за фронтом падающей ударной волны по глубине исходного порошкового слоя, выполненного изложенным способом и по известной методике, основанной на рассмотрении метания продуктами взрыва тел переменной массы, то есть без учета ударно-волновых процессов в промежуточной прокладке (рис. 1).

Расчет проводился для случая нагружения порошка с исходной пористостью 68% и насыпным весом 1,9 г/см³ нормально падающей детонационной волной при использовании заряда аммонита №6ЖВ высотой 70 мм и стальной промежуточной прокладки толщиной 2,8 мм.

INSTRON «Разницу можно измерить»





1 - расчет по ударным адиабатам

2 - расчет метания тела переменной массы

Из рис. 1 видно, что при малых глубинах проработки ударной волной исходного порошкового слоя полученные результаты разнятся, причем существенно. Это естественно, так как расчет по известной методике предполагает постепенный набор скорости как промежуточной прокладкой, так и сжатым порошком, начиная от ее нулевого значения, тогда как в действительности порошковый материал приобретает скорость поэтапно в. соответствии с ударно-волновыми процессами на его границе с промежуточной прокладкой. Однако в дальнейшем, когда в процессе многократного прохождения ударными волнами и волнами разрежения промежуточной прокладки их амплитуда уменьшается, результаты расчетов, выполненные по обеим методикам, практически совпадают.

ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ОТЖИГЕ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ФЕРРОМАГНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ Хисамов Р.Х., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов PAH, lundr@rambler.ru

NATURE OF NANOCRYSTALLINE NICKEL HARDENING AT ANNEALING TEMPERATURE IN THE FERROMAGNETIC TRANSFORMATION INTERVAL

R.Kh. Khisamov, I.M. Safarov, R.R. Mulyukov

The structure evolution and microhardness change during annealing of the nanocrystalline nickel was investigated. Abnormal microhardness increasing is established at temperature 300 °C. It is shown the microhardness rising is caused by extrinsic grain boundary dislocation hardening at the ferromagnetic transformation.

Известно, что нанокристаллические (НК) материалы обладают комплексом уникальных физико-механических свойств, что связано как с большой протяженностью, так и с особым «неравновесным» состоянием границ зерен. Однако, несмотря на значительное количество публикаций, посвященных нанокристаллическим материалам, в природе влияния неравновесного состояния границ зерен на свойства нанокристаллических материалов до сих пор остается много невыясненного. Например, в нанокристаллическом никеле при отжиге проявляется необычный эффект резкого повышения микротвердости при отжиге [1]. На никеле раннее неоднократно проводились исследования структуры и микротвердости после интенсивной пластической деформации, но в этих работах эффект аномального повышения твердости при температурах ферромагнитного превращения не был выявлен [2]. Исходя из этого, было проведено детальное исследование структуры и микротвердости никеля, подвергнутого интенсивной пластической деформации и отожженного в диапазоне температур ферромагнитного превращения.

Исследовали образцы технически чистого никеля, подвергнутого интенсивной пластической деформации под давлением. Деформированные образцы отжигали в диапазоне температур от комнатной до 500°C с различной выдержкой . Полученные структурные состояния были исследованы электронно-микроскопическими методами. Установлено, что после деформации в никеле формируется фрагментированная структура, состоящая из кристаллитов размерами менее 0.1 мкм. В процессе отжига при 150°C в деформированном никеле начинается процесс рекристаллизации, сопровождающийся трансформацией фрагментов в зерна размерами около 0.1 мкм. При 225°C процесс рекристализации охватывает весь объем никеля, и формируется зеренная структура с размером зерен 0,3-0,5 мкм. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к еще большему росту рекристаллизованных зерен.

Были проведены измерения микротвердости образцов никеля в состояниях, полученных после интенсивной пластической деформации и последующих отжигов. В деформированном никеле уровень микротвердости достиг 4400 МПа и не снижался при отжиге вплоть до 150°С. Отжиг в интервале температур 175-225°С привел к резкому снижению микротвердости до 2200МПа. При дальнейшем увеличении температуры до 275°С микротвердость остается на уровне 2200 МПа. Но при отжиге 300°С наблюдается аномальное увеличение микротвердости до 2700 МПа, то есть значение микротвердости при этой температуре возрастает на 25%. Повышение температуры отжига выше 300°С приводит к возвращению уровня микротвердости до 2200 МПа и снижению ее до 2000 МПа при отжиге 500°С, то есть до твердости, характерной для исходного (до деформационной обработки) крупнокристаллического никеля. При отжиге крупнокристаллического никеля при тех же температурах подобной аномалии в поведении микротвердости не наблюдалось.

Проанализирована природа аномального поведения микротвердости нанокристаллического никеля и показано, что рост микротвердости никеля обусловлен появлением в границах внесенных зернограничных дислокаций в результате воздействия магнитострикционных напряжений при ферромагнитном превращении.

Литература

1. Р.Х. Хисамов, И.М. Сафаров, Р.Р. Мулюков, Аномальное поведение микротвердости нанокристаллического никеля при отжиге. Тезисы докладов Открытой школы-конференции стран СНГ «УМЗНМ-2008», 2008. с. 307.

2. Levit V., Smirnova N. Severe plastic deformation of single crystals. Nova Science Pub. Inc., Severe Plastic Deformation: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials, 2006, pp. 73-94.

ЭФФЕКТ ОДНОВРЕМЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ НАНО-И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ Чувильдеев В.Н.¹, Грязнов М.Ю.^{1,2}, Нохрин А.В.¹, Сысоев А.Н.¹, Копылов В.И.³, Лопатин Ю.Г.¹, Пирожникова О.Э.^{1,2}

 ¹⁾ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, chuvildeev@nifti.unn.ru
 ²⁾ Россия, Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН ³⁾ Беларусь, Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси

AN EFFECT OF SIMULTANEOUS INCREASE OF STRENGTH AND PLASTICITY AT ROOM TEMPERATURE OF NANO- AND MICROCRYSTALLINE METALS AND ALLOYS, PREPARED BY EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

Chuvil'deev V.N., Gryaznov M.Yu., Nokhrin A.V., Sysoev A.N., Kopylov V.I., Lopatin Yu.G., Pirozhnikova O.Ed.

A model for evaluating the ultimate strength and maximal plasticity of nano- and microcrystalline materials prepared by severe plastic deformation method at homogeneous deformation has been developed. The model is based on the concept that the mechanical properties of nano- and microcrystalline materials are determined mainly by the defects accumulated in grain boundaries during intragranular deformation. The conditions at which simultaneous high strength and high plasticity are possible under tension at room temperature are examined. It is shown that these conditions are satisfied when a highly nonequilibrium state of grain boundaries after severe plastic deformation is maintained.

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований эффекта одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре в нано- и микрокристаллических (НМК) металлах и сплавах, полученных методами равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что в НМК материалах с эффектом одновременного повышения прочности и пластичности на кривых $\sigma(\epsilon)$ при комнатной температуре наблюдается стадия стационарного течения («площадка текучести»), обнаруживается скоростная чувствительность предельного удлинения δ_{max} и предела прочности $\sigma_{\rm B}$ (максимум прочности и пластичности при комнатной температуре наблюдается в строго определенном интервале скоростей деформации), а также немонотонная зависимость прочности и пластичности и проявляется в НМК материалах с некоторым промежуточным – субмикронным и микронным – размером зерна.

В работе предложена модель расчета предела прочности при комнатной температуре в НМК-РКУП материалах. Показано, что величина предела прочности при комнатной температуре определяется стационарной плотностью дефектов (дислокаций ориентационного несоответствия и скользящих компонент делокализованных дислокаций), накапливаемых на границах зерен, в процессе деформации НМК материала при комнатной температуре. В рамках предложенной модели получено выражение для размера зерна d_2 , при котором уровень стационарной плотности дефектов в неравновесных границах зерен НМК материала и, соответственно, величина предела текучести, достигают своего максимального (предельного) значения. Проведен анализ влияния скорости деформации и диффузионных свойств границ зерен на величину размера зерна d_2 , а также величину предела прочности НМК материала. Показано, что зависимость предела прочности HMK материала от скорости деформации $\dot{\mathbf{k}}_{\nu}$ и размера зерна носит немонотонный двухстадийный характер.

Анализ диффузионных свойств границ зерен НМК материалов показал, что эффект одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре, реализуется в НМК-РКУП материалах, границы зерен которых содержат избыточную плотность внесенных дефектов, вследствие этого обладают избыточным свободным объемом и могут быть описаны как неравновесные.

В работе предложена модель расчета предельной деформации δ_{max} НМК-РКУП материалов при комнатной температуре. Показано, что величина деформации на стадии равномерного течения материала (ϵ^*) пропорциональна величине предела прочности и определяется теми же факторами (уровнем неравновесности границ зерен, скоростью деформации и гомологической температуре

деформации). Показано, что величина предельной деформации δ_{max} определяется кинетикой накопления дефектов в тройных стыках неравновесных границ зерен. Описана кинетика накопления мощности стыковых дисклинаций при деформации НМК-РКУП материалах в условиях растяжения при комнатной температуре. Проведена оценка размера зерна d_m, соответствующему максимуму пластичности НМК материала и рассмотрено влияние уровня неравновесности границ зерен и скорости деформации на величину предельной деформации δ_{max} .

Описаны условия на температурно-скоростные режимы РКУП, условия закалки и выдержки после РКУП, при которых может сохраняться высокий уровень диффузионной проницаемости границ зерен при комнатной температуре и может быть реализован эффект одновременного повышения прочности и пластичности НМК-РКУП материалов.

Результаты теоретических расчетов сопоставлены с результатами экспериментальных исследований НМК-РКУП промышленных алюминиевых и магниевых сплавов.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а, 09-03-01152-а), НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ и НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), Аналитической ведомственной программе Министерства образования и науки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711).

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ОБЪЕМНОГО СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА Шляхова Г.В., Орлова Д.В., Данилов В.И.

Россия, Томск, ИФПМ СО РАН, e-mail: shgv@ispms.tsc.ru, dvo@ispms.tsc.ru

SPECIFICITU OF PLASTIC FLOW IN SMC BULK TITANIUM

Shlyakhova G.V, Orlova D.V., Danilov V.I.

Keywords: plastic deformation, sub microcrystalline structure, a deformation picture, the mechanism of deformation. The purpose of work is studying pictures of plastic deformation on titanic samples with sub microcrystalline structures. Object of researches are samples of the technical pure titan of mark BT1-0. The basic techniques of studying of a surface of samples were optical, atomic microscopy. Mechanical tests of samples were carried out by the universal test machine «Instron - 1185».

Введение. Проблема повышения прочностных свойств чистого титана может быть решена за счет формирования по всему объему субмикрокристаллического (наноструктурного) состояния [1]. В настоящее время для получения объемных нанокристаллических материалов реально можно использовать только методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [2, 3]. В свете этих обстоятельств особенности деформационного поведения субмикрокристаллического (СМК) титана приобретает первостепенное значение, как в плане изготовления изделий из него, так и обеспечения необходимой конструктивной прочности при эксплуатации.

Объект исследований и методика эксперимента. Предметом исследований в настоящей работе был технически чистый титан ВТ1-0 состава: О - 0,12; Fe - 0,18; С - 0,07; N - 0,04; H - 0,01 мас.% остальное – Ті. Субмикрокристаллическое состояние было сформировано горячим прессованием и последующей холодной прокаткой. Каждый цикл при заданной температуре включал трех или четырехкратное одноосное прессование со сменой оси деформации. Величина суммарной деформации при прокатке достигала 90%. Из полученных прокаткой полос были изготовлены плоские образцы для растяжения с размерами рабочей части 1×6×40 мм³. Готовые образцы отжигались в среде аргона при температуре 523 К в течение одного часа. Деформационное поведение СМК титана исследовалось в процессе одноосного статического растяжения вплоть до разрушения. Для анализа формирующегося деформационного рельефа на мезоскопическом уровне использовалась атомно-силовая микроскопия [4-5].

Результаты исследований. В монографии [6] показано, что локализация пластического течения проявляется в различных формах на всех этапах процесса в интервале напряжений $\sigma_{0,2} \le \sigma \le \sigma_B$.

Очаги макроскопически локализованной пластичности представляют собой области образца, в которых в данный момент времени наиболее интенсивно развиваются деформационные процессы на микро- и мезоуровне. Этому же правилу подчиняется и эволюция картин локализованной макродеформации в СМК титане. Характер макролокализации представляет большой интерес для СМК материалов, поскольку известно, что механизмы пластического течения в них существенно сложнее тех, которые реализуются в крупнокристаллических материалах. В частности, в них не удается наблюдать кристаллографически определенные линии скольжения [3].

В настоящей работе деформационный рельеф в СМК титане исследован АСМ методом. Типичные результаты такого анализа вместе со схемой деформированного образца СМК титана представлены на рис. 1. Исходная поверхность образца была полированной. После деформации до $e \approx 0,03$, что соответствовало переходу от стадии Тейлора к стадии предразрушения и началу образования макроскопической шейки, координаты очага локализации, который в дальнейшем превращался в шейку, определялись достаточно точно. В обсуждаемом случае, показанном на рис. 1, очаг (область А) располагался в 38 мм от неподвижного захвата (внизу) и имел ширину ~3 мм.

После разгрузки рельеф поверхности рабочей части образца исследовался ACM методом в областях, различно удаленных от места разрушения и обозначенных на рис. 1 как A, B, C. Установлено, что деформирование сопровождается появлением на поверхности образца мезополос локализации (складок), ориентация которых относительно оси растяжения, размеры, а также плотность распределения по образцу меняются по мере удаления от макроочага разрушения. Одновременно с формой и локализацией мезополос определялся их профиль в одном из сечений, также показанный на рис. 1.

Обнаружено существование двух типов мезополос. Первый возникает на большом удалении от отмеченной стационарной зоны (область С). Здесь все мезополосы ориентированы под углом ~45° к

си растяжения образца, то есть в плоскостях действия максимальных напряжений сдвига. Их ширина



Рис 1. Структура и профили деформационных мезополос в СМК титане

менее 1,0 мкм, глубина достигает 80 нм, а поверхностная плотность в исследуемой зоне $\sim 3 \cdot 10^3$ мм⁻². По мере приближения к стационарной зоне эти характеристики возрастают. В области В средняя ширина полос может достигать ~ 4 мкм, глубина 120 нм, а плотность более $4,4\cdot 10^3$ мм⁻². Непосредственно в стационарной зоне локализации (область А) вместе с указанными выше отмечено существование другого типа мезополос, ориентированных параллельно оси растяжения. Их отличает также большая ширина ~ 5 мкм, глубина ~ 250 нм и повышенная плотность, достигающая $\sim 5 \cdot 10^3$ мм⁻². Мезополосы обоих типов имеют длину до нескольких десятков микрон и по своим геометрическим параметрам (глубине, ширине и длине) на порядки величины превосходят размеры структурных элементов СМК титана.

Заключение. СМК титан пластически деформируется путем образования мезополос локализованного сдвига некристаллографического характера, которые ориентированы вдоль плоскостей действия максимальных напряжений сдвига. Длина и ширина мезополос на порядок больше размера элементов структуры, а глубина соизмерима с их размером. Распределение мезополос локализованной деформации по деформированному образцу неравномерно и коррелированно с расположением макроочагов локализации.

По мере роста общей деформации образца возникает нескольких макроочагов с почти одинаковой амплитудой деформации. После достижения временного сопротивления они закономерно смещаются к стационарной зоне локализации, где далее образец разрушается. В этой зоне наблюдается не только максимальная плотность мезополос локализованной деформации, но и меняется их ориентация, что, видимо, связано со сложным напряженно-деформированным состоянием в образующейся шейке разрушения [7].

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ, гранты №№ 08-08-00314, 09-08-00213; 09-08-00498.

Литература

- 1. Morris D.G. // Mechanical Behavior of Nanostructured Materials. New York: Trans. Tech. Publ. LTD, 2003. P. 2-84.
- 2. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Навука і тэхніка, 1994.
- 3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.
- 4. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Горбатенко В.В. // Зав. лаб. 2006. Т. 72. № 12. С. 40-45.
- 5. Эдельман В.С. // Приборы и техника эксперимента. 1991. №1. С. 24-42.
- 6. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008.
- 7. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Структура и механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1970.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ПАРАМЕТРЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ И ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Щавлева А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Нохрин А.В.¹, Грязнов М.Ю.^{1,2}, Копылов В.И.³, Лопатин Ю.Г.¹, Пирожникова О.Э.^{1,2}, Мелехин Н.В.¹, Сахаров Н.В.¹, Мышляев М.М.⁴ ¹⁾ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru ²⁾ Россия, Нижегородский филиал Институт Национальной Академии Наук Беларуси ⁴⁾ Россия, Институт физики твердого тела РАН

INFLUENCE OF GRAIN SIZE AND STRUCTURAL CONDITION OF GRAIN BOUNDARIES ON OPTIMUM PARAMETERS OF SUPERPLASTICITY OF NANO- AND MICROCRYSTALLINE MATERIALS

Shavleva A.V., Chuvil'deev V.N., Nokhrin A.V., Gryaznov M.Yu., Kopylov V.I., Lopatin Yu.G., Pirozhnikova O.Ed., Melekhin N.V., Sakharov N.V., Myshlyaev M.M.

The work offers a model allowing to calculate the grain size of nano- and microcrystalline materials optimum for deformation under superplasticity. The model is based on representations of the theory of nonequilibrium grain boundaries in metals. It has been shown that the optimum grain size (d_{opt}) can be calculated as a size at which the high level of nonequilibrium of grain boundaries is combined with high intensity of accommodation of grain-boundary sliding. Dependence of d_{opt} on the strain rate and strain temperature, as well as on thermodynamic parameters of material has been obtained. Experimental data of superplasticity of aluminum and magnesium alloys have been compared.

Известно, что при повышенных температурах деформации (Т≥0.4Т_{пл}) нано- и микрокристаллические (НМК) сплавы, полученные методами интенсивного пластического деформирования (ИПД), обнаруживают эффекты низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности. Традиционно предполагается, что при сверхпластичности в силу обратной квадратичной зависимости оптимальной скорости деформации от размера зерна, для обеспечения максимальных удлинений необходимо добиться минимально возможного размера зерна.

Для продвижения по этому пути затрачиваются большие усилия. Разрабатываются специальные довольно сложные и дорогостоящие технологии порошковой металлургии, специальные технологии деформационного измельчения зеренной структуры и т.д. В настоящее время с помощью этих технологий удалось получить новые материалы проявляющие довольно высокие прочностные и сверхпластические свойства. Как показывает анализ экспериментальных результатов, наиболее убедительные результаты в области сверхпластичности достигнуты в материалах с зерном микронного размера. Субмикрокристаллические и нанокристаллические материалы не обнаруживают ожидаемого повышения сверхпластических свойств, напротив, сверхпластические свойства материалов с нано- и субмикронным зерном во многих случаях оказываются ниже, чем сверхпластические свойства сплавов с микронными зернами.

В работе предложена модель, позволяющая определять оптимальный размер зерна для НМК-ИПД материалов, деформируемых в условиях структурной сверхпластичности. В основе модели лежат представления теории неравновесных границ зерен.

Как известно, мелкое зерно в сверхпластичных материалах необходимо для обеспечения интенсивной диффузионной аккомодации зернограничного проскальзывания в стыках зерен. Обеспечение необходимых диффузионных свойств границ зерен осуществляется за счет подбора оптимальной температуры и скорости деформации. При этом предполагается, что диффузионные свойства границ зерен не зависят от размера зерна. Это предположение справедливо в случае равновесных границ зерен. Однако в случае деформации в условиях сверхпластичности под действием потоков решеточных дислокаций попадающих в границ зерен, границы переходят в неравновесное состояние. Уровень неравновесности зависит и от интенсивности бомбардировки границ зерен решеточными дислокациями, и от интенсивности их «ухода» из границ зерен. Интенсивность такого ухода зависит от диффузионного пути и в некоторых случаях – при микронных зернах – коэффициент диффузии по неравновесным границам зерен оказывается зависящим от размера зерна. Чем больше размер зерна, тем медленнее покидают границу избыточные дефекты и тем выше коэффициент зернограничной диффузии.

С этой точки зрения оптимальный для осуществления сверхпластической деформации размер зерна может быть вычислен как размер, при котором высокий уровень неравновесности границ зерен сочетается с достаточной интенсивностью аккомодации зернограничного проскальзывания.

В модели получено выражение, позволяющее оценивать оптимальный для сверхпластичности размер зерна в зависимости от скорости деформации, температуры и термодинамических параметров материала. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными по высокоскоростной сверхпластичности НМК-ИПД алюминиевых сплавов и низкотемпературной сверхпластичности НМК-ИПД магниевых сплавов, структура которых была сформирована методом равноканального углового прессования.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а, 09-03-01152-а), НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ и НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), Аналитической ведомственной программе Министерства образования и науки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711).

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУРЫ В СТАЛИ 09Г2С ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Яковлева С.П., Махарова С.Н., Борисова М.З.

Россия, Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, s.p.yakovleva@iptpn.ysn.ru

FORMING OF NANO-SIZED ELEMENTS OF STRUCTURE BY LOW-TEMPERATURE ANNEALING OF STEEL 09F2C AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION Yakovleva S.P., Makharova S.N., Borisova M.Z.

As is well known, grain refinement is an effective method to improve strength and toughness simultaneously without addition of alloying elements. In order to obtain ultrafine grains in steels, several new concepts have been proposed, one way is the severe plastic deformation (SPD). This investigation is a quantitative study on grain size characterization in deformed and annealed steels. By using a combination of SPD and annealing forming of nano-sized elements of structure was observed. The resulting microstructures showed very fine ferrite grains, homogeneously distributed cementite particles and increased microhardness.

Как известно, актуальной проблемой нанотехнологий является получение объемных заготовок материалов в наноструктурном состоянии. Возможности для объемного наноструктурирования традиционных металлов и сплавов предоставляет метод интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП). Обычно РКУП проводят при повышенных температурах; с практической точки зрения интересно изучение процессов диспергирования структуры металлов при понижении температур прессования. Кроме того, для формирования ультрадисперсных структур может оказаться перспективной комбинация холодного (при комнатной температуре) РКУП и относительно низкотемпературного кратковременного нагрева. Действительно, особенностью структуры материала после РКУП являются субмикронные участки с неискаженной кристаллической решеткой, отделенные от матрицы высокоугловыми границами, которые, по сути, представляют собой готовые зародыши рекристаллизации. Присутствие множественного количества одновременно рекристаллизующихся микрообъемов и тормозящих продвижение их границ карбидов должно способствовать равномерному диспергированных в ходе РКУ прессования развитию рекристаллизации. Ввиду снижения вероятности создания предпочтительных условий для роста отдельных зерен, рекристаллизация должна развиваться более-менее однородно с формированием близких по размеру зерен, а множественность центров рекристаллизации будет способствовать уменьшению среднего диаметра зерна.

Цель работы – экспериментальное изучение возможности формирования наноразмерных элементов структуры в стали 09Г2С со средним размером зерна ~10 мкм (рис. 1, а) при холодном (20°С) РКУП и последующем нагреве в диапазоне умеренно высоких температур: 250, 350, 450 и 550°С (время выдержки 1 час).

Микроструктура стали 09Г2С после холодного РКУП (рис. 1, б) состоит из распределенных в деформированной ферритной матрице обособленных карбидов диаметром ~300...500 нм и карбидных конгломератов. Средний размер ферритных областей составляет ~5 мкм; микротвердость повысилась на 65%. Исследование коэрцитивной силы различных участков образцов и ее среднеквадратичного отклонения показало, что холодное РКУП не привело к существенному ухудшению разброса магнитных свойств (значительная зональная неоднородность не возникает).



Рис. 1. Микроструктура стали 09Г2С в исходном состоянии (а), после холодного РКУП (б) и последующего нагрева при 350°С (в) и при 450°С (г); x1000

Как отмечалось выше, в сильнодеформированной после РКУП структуре содержатся готовые центры рекристаллизации, и при достижении необходимой температуры начинаются

DFMN-2009

рекристаллизационные процессы. Уже при умеренно высоких температурах отжига, использованных в данной работе, наблюдается интенсивная рекристаллизация, причем ее развитие обуславливает дальнейшее измельчение структурных элементов. Размер площадок феррита уменьшается, а его внутренняя структура состоит из вытянутых ориентированных элементов субмикронного размера в поперечнике (рис. 2); продолжается процесс диспергирования карбидов, сопровождающийся их сфероидизацией и рассредоточением (рис. 1, в, г; рис. 2). Следует отметить рост однородности структуры при нагреве, что подтверждается сужением спектра значений микротвердости, а также картами распределения углерода (рис. 3).



Рис. 2. Структура стали 09Г2С после РКУП и последующего нагрева до 450°С (а), схематичное изображение (б); х 6000.



Рис. 3. Распределение углерода в образцах стали 09Г2С после РКУП (а) и последующего нагрева при 350°С (б)

Для оценки уровня измельчения карбидов проведен приближенный расчет их радиусов по известной зависимости между размером частиц r, их объемной долей f и диаметром D растущих $\frac{4}{3} \cdot \frac{r}{f}$; полученный минимальный расчетный диаметр частиц второй фазы равен 60 нм.

зерен: D =

Кинетика низкотемпературного рекристаллизационного отжига стали 09Г2С со структурой, диспергированной холодным РКУ прессованием, отражена в изменениях микротвердости (рис. 4). Очевидно, при 250°C уже достигнута температура начала рекристаллизации. Как видно по некоторому снижению средней микротвердости, при 450°С инициируется механизм собирательной рекристаллизации, и уже при 550 °С она приводит к ее существенному падению.



Рис. 4. Средние значения микротвердости стали 09Г2С в различных состояниях

Таким образом, результаты исследования явлений структурирования стали 09Г2С в ходе процессов низкотемпературной рекристаллизации после холодного РКУ прессования показывают возможность использования комбинации этих методов в качестве формирующих технологий для получения объемных беспористых ультрамелкозернистых сплавов с нанокристаллическими элементами структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН (проект 8.5).

DFMN-2009

IV. РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ

PLASMA HARDENING OF CAST IRON ROLLS: NANOSTRUCTURE EVOLUTION ON SERVICING

Efimov O.Yu.¹, Gromov V.E.², Konovalov S.V., Ivanov Yu.F.³, Vorobiev S.V.²,

Semin A.P.², Ivakhin M.P.²

1. Russia, Joint Stock Company "West Siberian Steel Corporation"

2. Russia, Siberian State University of Industry, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

3. Russia Institute of High Current Electronics, Russian Academy of Sciences e-mail: yufi@mail2000.ru

To control operating properties of cast-iron rolls and development of optimal conditions of their strengthening it is required to study physical nature and regularities of formation and evolution of structureand-phase states at different scale levels during plasma strengthening and subsequent operation, which is the main aim of this work.

The material for study are the cast-iron rolls of grade SShKhNF with globular graphite. Developed technology of plasma strengthening consisted in high-temperature heating of the surface area by plasma flow and its intensive cooling applied upon the mass of rolls with velocities providing the formation of heat-treated austenite-martensite structures. It allowed to increase working lifetime of horizontal roller passes of universal stands in the finishing area of the rolling mill 450 depending upon the number of the stand in 1,3 - 2 times regarding the quantity of rolled metal.

Measurement of grain and subgrain structures of steel were carried out by methods such as metallography of etched samples and transmission electron diffraction microscopy. Diffraction analysis using dark-field method and subsequent initiation of micro electron-diffraction were used to identify phases. The patterns of fine structure of the material were used: to classify structure according to morphological properties; to determine sizes, inclusion volume fraction, secondary phase spots and extractions; scalar $\langle p \rangle$ and excess ρ_{\pm} of dislocation density.

Plasma cast iron treatment resulted in formation of multi layer structure being formed during highspeed crystallization of liquid melt and heat-affected zone. The foils taken at different depth from the surface of the roll, as well as from the surface layer were analyzed.

Plasma treatment of cast iron rolls which increases significantly their wear resistance, has resulted in formation of α -phase, γ -phase, graphite, iron carbide that are distributed in the investigated material volume in a regular way and their content is defined by the depth of layer analysed.

The formation of singular structure in the surface layer where basic phases are α -phase and cementite was found out. The size of α -phase grains is mainly 35-40 nm (so called nanocrystalline structure is formed). Characteristic property of this type of structure are circular microelectron-diffraction patterns indicating about small size of diffracting crystallites. The particles of cementite, the size of which is ~3-5nm, are located along the boundaries of α -phase crystals.

Scalar chaos dislocation density in α -phase was $\langle \rho \rangle \sim 3.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, $\rho \sim 3.6 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ in grains of α -phase (chaos and nets) and $5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ in austenite interlayers. Net-type dislocation substructure with considerably high dislocation scalar density $\sim 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ is observed in crystal volume of laminated and lath martensite At the same time it is slightly higher in laminated martensite than in a lath one.

During rolling when plasma-strengthened cast iron roll is used, depth equalization of structure-phase states of material takes place. Evolution of far acting stress fields being formed in different cross sections of the roll during rolling have been analysed. It's shown that stress fields of maximum value develop in the surface layer in structure of nano-crystal ferrite grains.

Operation of the roll during hot rolling of reinforcement bars results in increase of average sizes of grains, however it is not accompanied by relaxation of far acting stress fields. Transverse sizes of curved extinction contours practically do not change fluctuating in the range of h = (10-20) nm.

Maximum level of far acting stress fields in the structure of surface layer ($\sigma = 1730$ MPa) becomes slightly lower as compared with plasma-strengthened cast iron ($\sigma = 2450$ MPa). This structure element is the most dangerous one in respect to formation of microcracks in cast iron.

The work is executed with a financial support of Ministry of Education and Science of the Russian Federation and Federal Agency of Education within the framework of implementation of the Analytical departmental target program Development of Scientific Potential of the Higher School (2009-2010) (project 2.1.2/546).

EVOLUTION OF PLASMA HARDENED CAST IRON ROLLS SURFACE ON SERVICE Efimov O.Yu.¹, Gromov V.E.², Konovalov S.V., Ivanov Yu.F.³,

Malinovskaya V.A.², Konovalova K.V.²

1. Russia, Joint Stock Company "West Siberian Steel Corporation"

2. Russia, Siberian State University of Industry, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

3. Russia, Institute of High Current Electronics, Russian Academy of Sciences e-mail: yufi@mail2000.ru

One of the main problems providing improvement of quality indicators of rolling mill products is an increase in a cast-iron roll life. A promising direction to solve this problem is plasma strengthening of the working surface of roll grooves.

Plasma strengthening of rolls of cast-iron grade SShKhNF was carried out on a semi-industrial experimental installation with the parameters not different from those described in [1, 2]. The plasma treated surface and cross-section of the modified layers were subject to the analysis. It was found that plasma strengthening of rolls leads to formation of layered structure. The layer 50-200 μ m thick being crystallized during melt cooling and a heat-affected zone ~400 μ m thick is revealed.

The analysis of the structure being formed at fracture of a surface layer shows that it has a clearly defined columnar structure. Thickness of columns of crystallization is about 0.25-0.3 μ m. Columns are fragmented, i.e. divided into sites which average sizes are 0.5-0.6 μ m.

Basic elements of a surface layer microstructure are formations of the second phase of a globular shape being graphite. Globule location over the roll thickness is rather non-uniform. In a surface layer about $50 \mu m$ thick there are practically no globules.

A sublayer located under a surface layer has a cup fracture with the average sizes of structure elements of 5-8 μ m. Fracture cups have a smooth surface that indicates brittle character of material fracture.

The characteristic feature of a material structure in the area located in the interface of a layer formed as a result of melt material crystallization and a heat affected layer is the presence of two structural formations substantially differing in size.

After roll service in the rolling mill surface texture contains inclusions of the second phase, cracks and holes (surface discontinuities). In comparison with plasma strengthened rolls substantial differences are found. That is, inclusions are in most cases located in disorder, have globular or splintery shape and their sizes vary in the range of 1.5 to 50 μ m (with some average value of ~23 μ m). Service of the roll led to substantially (approximately an order of magnitude) smaller graphite inclusions. Inclusions of graphite, as a rule, are not continuous formations, i.e. they are in the broken condition and spall that leads to the formation of holes of different shapes and sizes at the surface.

Holes (breakaway of metal fragments) are the third element of a surface of the investigated roll. Their sizes vary within \sim 50 to \sim 150-200 µm.

The analysis of images of the cast iron structure after roll service and their comparison to similar images of cross-section of a plasma strengthened roll has revealed noticeable differences concerning graphite globule behaviour. In the near-surface layer of the roll after its service the volume fraction of graphite inclusions is rather low. Whereas after plasma treatment thickness of a surface layer with a low volume fraction of graphite was 50-100 μ m, now it reaches 1-2 mm. This fact testifies to the fracture of graphite globules by dissolution under thermo-mechanical effect during the roll service. Graphite globules dissolution during metal rolling leads to the formation of eutectoid structure which basic element is pearlite of lamellar morphology.

The work is executed with a financial support of Ministry of Education and Science of the Russian Federation and Federal Agency of Education within the framework of implementation of the Analytical departmental target program Development of Scientific Potential of the Higher School (2009-2010) (project 2.1.2/546).

References

- 1. Yuryev A.B., Ivanov Yu.F., Efimov O. Yu., et al. Structural phase states of rolls after plasma strengthening and service // Proceedings of high educational institutions. Ferrous metallurgy. 2006. №8. pp. 63-67.
- 2. Yuryev A.B., Chinokalov V. Yu., Efimov O. Yu., et al. Influence of plasma surface treatment on the structure and hardness of spheroidal graphite iron // Material science and heat treatment of metals. 2006. №6. pp. 34-37.

FORMATION OF GRADIENT-PHASE STATES IN HARDENED REINFORCEMENT

Efimov O.Yu.¹, Ivanov Yu.F.², Yuriev A.B.³, Konovalov S.V.⁴, Ivakhin M.P.⁴

1. Russia, Joint Stock Company "West Siberian Iron and Steel Corporation", e-mail:

efimov_oyu@zsmk.ru

Russia, Institute of High Current Electronics, Russian Academy of Sciences, e-mail: yufi@mail2000.ru
 Russia, Joint Stock Company "Novokuznetsk Iron and Steel Corporation", e-mail:Kosterev_VB@nkmk.ru

4. Russia, Siberian State University of Industry, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Thermal strengthening of steel by interrupted quenching in the rolling-mill line leads to the formation of a ferrite-cementite structure in the structure; its morphology varies in a specific manner on moving from the billet surface into the depth [1, 2]. With given thermomechanical hardening, the phase composition and defect substructure of the steel will depend on the rod diameter, which significantly influences the mechanical characteristics of the material: with increase in reinforcement diameter, the length of the fluid area and the degree of uniform deformation increase, while the localized strain, the yield point, and the short-term strength are reduced. Therefore, to improvement the operation of reinforcement by discontinuous quenching, the underlying physical principles of .structural and phase change must be known.

In the present work we study the formation and evolution of the structure-phase states of St3ps (0.25% wt. C) steel reinforcement samples (diameter 12 mm). The strengthening technology was described in [1, 2]. The structure-phase state of the material is analyzed by scanning and diffractional electron microscopy of the failure surfaces and thin foils.

Thermostrengthening of the reinforcing rod by discontinuous quenching in the line of a high-speed rolling mill produces a martensitic surface layer (thickness ~0.5 mm), consisting of crystals of packet (~93 vol. %) and high-temperature plate (~7 vol. %) martensite. Subsequent heating of the rod by the heat from the internal layers tempers the martensite, with relaxation of the dislocational substructure; the scalar dislocation density is ~4,8 $\cdot 10^{10}$ cm⁻² (in the quenched state, the corresponding value for packet martensite is ~10¹¹ cm⁻², as a rule). Along with the reduction in scalar dislocation density, tempering is accompanied by decomposition of the supersaturated solid solution of carbon in the iron lattice, with the formation of cementite particles. The particles tend to be at the crystal boundaries. Despite the high defect density, recrystallization is not seen in the surface layer of the reinforcing rod, perhaps on account of the relatively low temperature and short time of secondary heating. The failure surface of this layer has a characteristic cup structure, with a mean facet size of ~2,0-2,5 µm, corresponding to the mean packet size of martensite crystals. In some cases, the structure of the failure surface consists of much smaller particles (~0,3 µm, on average), corresponding to the transverse dimensions of the martensite crystals.

The central zone of the rod (diameter 1 mm) is characterized by structure of the following morphological types: ~18 vol. % plate pearlite, ~52% ferrite grains containing various quantities of cementite deposits; and ~3% pseudopcarlite, consisting of ferrite grains containing cementite particles in rows. Lack of plate structure indicates a diffusional $\gamma \rightarrow \alpha$ mechanism in this volume of the rod.

Fractographic data indicate that the failure surface in the central part of the rod have cup structures but, in contrast to the surface layer, is characterized by some quantity of ~ 5 μ m micropores. The micropores are most likely formed by the destruction of the submicronic secondary-phase particles seen in the electron-microscopic images.

The intermediate zone of the rod (thickness ~3-4 mm) is characterized by a mixed structure containing products of polymorphous $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation by diffusional and shear mechanisms.

The work is executed with a financial support of Ministry of Education and Science of the Russian Federation and Federal Agency of Education within the framework of implementation of the Analytical departmental target program Development of Scientific Potential of the Higher School (2009-2010) (project 2.1.2/546).

Literature

1. Chinocalov V.Ya., Yuriev A.B., Efimov O.Yu. Optimal regimes of A500C reinforcement hardening on rolling with high speed // Steel. 2003. №3. P.94-96.

2. Yuriev A.B., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. Gradient structure-phase states formation in low carbon steel reinforcement // Izv. Vuzov. Ferrous metallurgy. 2005. No. P.23-25.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ СПОСОБОВ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ СТРУКТУРОФОРМИРОВАНИИ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА НА ЕГО ПРОЧНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Алиев М.А

Россия, Махачкалинский филиал Московского Атомобильно-дорожного Института, Bukilal@mail.ru

REGULARITIES OF INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION WAYS ON STRENGTH AND PLASTIC QUALITIES OF MULTICOMPONENT ALLOY AT STRUCTURE – FORMATION. Aliev M. A.

There is investigated the behavior of the characteristics of the deformation in the multicomponent alloy at the new technologic method of there deformation. The new way alloys to provide the low – temperature deformation. The comparative analysis was maid of the obtained results with the ones at the traditional thermoplastic deformation. There was studied the influence of the intensity of the stress on to the investigated parameters and simultaneously there was controlled the change of surface morphology of the investigated samples.

The applied new methodical technologic way allowed to structure - form the crystals according to the self-organizing technology.

Проведено экспериментальное изучение влияния одновременного воздействия тепловых и электрических полей на деформируемый одноосным сжатием поликристалл многокомпонентного сплава. Представлены результаты проведенных исследований, демонстрирующие преимущества новой технологии, позволившие реализовать пластическую деформацию при значительно низких температурах и давлениях по сравнению с традиционно проводимыми способами

В материаловедении при разработке конструкционных материалов, обладающих нужными механическими свойствами необходимо научиться управлять ими, не изменяя атомнокристаллическую структуру кристалла, в отличии от классических методов (термообработка, легирование, наклёп и т.д.). Это достигается с помощью нового методико-технологического подхода, при специальной методике деформирования совместно с диффузионным легированием иили электропереносом разнозарядовых примесей и воздействии высокоэнергетического источника. Экспериментальные исследования, проведённые нами по новой вышеназванной технологии формирования взаимосвязи "структура-состав-свойство" позволили за счет наличия высоких деформационно - диффузионных потоков и сил, обусловленных ими, обеспечить их взаимодействие в динамическом режиме и получить новые качественные изменения физико-механических свойств кристаллов кремния и многокомпонентных сплавов.

Процессы, происходящие в кристаллах при их реструктурировании в неравновесных условиях, предлагаемых нами, затрагивают не только области физики, но и других наук естественнотехнического профиля, связанные с получением материалов и изучением их свойств.

Умение управлять пластичностью и прочностью и применять их к металлическим и полупроводниковым кристаллам делает возможным переход от фундаментальных исследований к прикладным разработкам, которые окажут заметное влияние на развитие физического материаловедения. Обнаружение существенных изменений физико-механических свойств кристаллов, в особенности деформационно-диффузионных, позволит выявить закономерности взаимосвязи между структурой; составом и свойствами при различных способах пластического деформирования, а также в динамических и статических режимах структуроформирования с одновременным применением высокоэнергетического воздействия.

Получение материалов с управляемыми свойствами возможно только в условиях реализации принципов неравновесной термодинамики, обеспечивающих самоорганизацию дефектных и диссипативных структур в точках неустойчивости сильно возбужденной системы (СВС). Пластически деформируемое твёрдое тело, помещенное в постоянное электрическое поле с одновременной реализацией диффузии и/или электропереноса разнозарядовых примесей и в условиях обеспечения естественных градиентов давления, температуры и концентрации, рассматривается как аналог классической открытой системы, подчиняющейся законам неравновесной термодинамики и принципам синергетики, основанной на самоорганизующейся технологии

Изучение диффузионных, деформационных и дислокационных процессов как самостоятельных разделов физики не дали ответа на многие вопросы, возникшие при анализе структурно - чувствительных свойств кристаллов. В последние годы, благодаря предложенному нами

новому методико-технологическому подходу, удалось объединить и изучить все три физических процесса в одном эксперименте, одновременно реализуя их и на одной установке и на одном образце.

В условиях присутствия в проводимом эксперименте дополнительного параметра порядка – направленных потоков структурных носителей и сил, обусловленных ими, сильно возбуждающих систему (CBC), спектр влияния внешних параметров воздействия в неравновесном состоянии становится значительно богаче и информативнее, чем в равновесном.

Для материализации предложенной идеи по реконструированию кристаллов с целью управления механизмом взаимосвязи «структура – состав – свойства» именно в условиях, далеких от термодинамического равновесия, нами была разработана, изготовлена и испытана уникальная стендовая установка электропереноснопластической деформации (УСУ ЭППД) в лабораторном исполнении.

Электропластическая деформация есть диссипативный процесс. Диссипация противостоит разрушению. Поле напряжений воздействует на структуру кристалла так, что может начаться несколько механизмов диссипации, уменьшая воздействия поля напряжений.

Часть потенциальной энергии поля напряжений переходит в структурную составляющую энергии в виде дефектов и дислокаций. Энергия снижается за счет объединения дислокаций в структуры большого масштаба. Дислокации до объединения обладают большей энергией, чем после объединения. Дислокациям выгодно энергетически объединиться в дисклинации. В системе дислокационных структур наблюдается согласованное поведение.

Именно о существенной роли и влиянии подсистемы говорит и тот факт, что изменение параметров подсистемы осуществляется электропластическим (ЭПД) способом деформации. ЭПД способ помог реализовать механо – флуктуационный способ возбуждения электронных связей, сводя к минимуму решеточное тепловое возбуждение, мешающее получению эффекта в чистом виде. Экспериментально удалось установить, что переход от одной субструктуры к другой приводит к существенным изменениям механических свойств кристаллов. При этом изменяются такие деформационные параметры как скорость деформации $\acute{\epsilon}$, имеющая практическую значимость (при $\acute{\epsilon}$ = 0 материал долговечен), предел упругости о_{мпр} и коэффициент упрочнения у. В изменении пластических свойств кристалла большую роль играет способ деформирования. В частности, различные стадии пластической деформации, наблюдаемые на кривых, обязаны своим появлением в закономерности эволюции реконструктурируемых субструктур. первую очередь Электропластический эффект проявился в выходе на поверхность кристалла большого числа дефектов за счет разрядки образовавшихся при деформации субструктур и их ускорения дрейфующими по решетке электронами.

Примененный в настоящей работе для пластической деформации электрический ток создает дополнительные эффективные напряжения, позволяя значительно снизить температуру деформирования. Действие электронного ветра приводит к снижению противодействующих пластическому течению внутренних напряжений, тем самым уменьшая коэффициент упрочнения.

В новом методико-технологическом способе конструирования структур кристаллических тел появилась возможность прослеживания:

- Роли коллективных эффектов в поведении кристаллов
- Самосогласованного отклика на внешние воздействия
- Реализации обратных связей.

Можно надеяться, что в качестве одного из механизмов формирования напряжения течения в многокомпонентных поликристаллах предложенный метод окажется перспективным.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССА СОУДАРЕНИЯ ПЛАСТИН ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ

Арестов, Е. С., Кузьмин, С. В., Багмутов, В. П., Лысак, В. И.

Российская Федерация, Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

FEATURES OF THE PLATES COLLISION PROCESS AT EXPLOSION WELDING OF MULTILAYER COMPOSITES

Arestov, E. S., Kuz'min, S. V., Bagmutov, V. P., Lysak, V. I.

Duration of the beginning stage of acceleration of the metal plates at explosion welding of the multilayer packages is estimated in the paper by the experiment-calculated method. Dependences of the turning coefficients of the presented mathematical model on the initial parameters of explosion welding are determined.

Для обеспечения высокого качества соединения многослойных композиционных материалов, изготавливаемых сваркой взрывом по одновременной схеме плакирования, необходимо на каждой из межслойных границ достаточно точно дозировать энерговложения, 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 $V_{ci.}$

Для решения представленной задачи, на первом этапе исследований, была разработана математическая модель, наиболее точно согласующаяся с экспериментальными данными и, свою очередь, достаточно простая для определения скорости соударения пластин на второй и последующих границах в многослойных композитах. Согласно представленной модели послойное изменение скоростей полета является не ступенчатым, а кусочно-непрерывным.

При этом разгон пакета пластин после каждого акта соударения происходит в две стадии:

1) 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;

2) конечная, в пределах которой ускорение пакета сваренных пластин обусловлено только действием остаточного давления продуктов детонации.

Данная модель учитывает длительность начальной стадии разгона пакета провзаимодействующих пластин ($\tau_{\rm H}$) и ряд настроечных коэффициентов (κ , n, χ , ν), непосредственно зависящих от технологических параметров сварки и свойств свариваемых материалов. Правильный выбор указанных параметров является основной проблемой для точного расчета кривой разгона по представленной методике.

Для достижения поставленной цели, на базе реостатного метода была проведена серия опытов, позволяющая экспериментально определять кривые разгона металлических элементов на первой и последующих межслойных границах, посредством установки на *i*-той пластине, соответствующей исследуемой *i*-той границе, реостатного датчика. Достоверное определения скорости детонации взрывчатого вещества в каждом эксперименте осуществлялось электроконтактным методом. По результатам экспериментальных данных, выраженных в виде осциллограмм, строились кривые разгона отдельно метаемой пластины и пакетов двух пластин, после их соударения.

В опытах варьировали толщины свариваемых элементов и фазу разгона (*h*₁/*H*), которая характеризует величину остаточного давления продуктов детонации на поверхность метаемой пластины.

Начальное время разгона пакетов пластин определялось из условия закона сохранения импульса. Подбор подстроечных коэффициентов проводился путем сравнения экспериментальных и расчетных кривых разгона для промежутка времени от τ_0 до $\tau_{\rm H}$.

По итогам проведенных экспериментов, установлено, что продолжительность начальной стадии разгона сваренного в полете двухслойного пакета существенным образом зависит от исходных условий сварки взрывом и изменяется в диапазоне от ~1,5 до ~13 мкс. Настроечные коэффициенты представленной математической модели, также зависят от исходных условий взрывного нагружения свариваемого пакета пластин. Установленные количественные взаимосвязи между параметрами сварки взрывом и этими коэффициентами позволяют использовать значения последних при расчете и оптимизации режимов сварки взрывом трехслойных композитов и построении достоверной компьютерной модели исследуемого процесса.

ОСТАТОЧНЫЕ СЖИМАЮЩИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ УПРОЧНЕНИИ МАТЕРИАЛА. Асатурян А. Ш., Мязин А. А., Пухальская Г. В

Украина, г.Запорожье, запорожский национальный технический университет, store@zntu.edu.ua

THE LOCKED-UP COMPRESSING STRESSES AT ULTRASONIC HARDENING OF THE MATERIAL Asaturian A.S., Miasin A.A., Puhalskaya G.V.

The given article deals with the stresses that appear in thin surface layer of the deformed solid body in ultrasonic hardening of the material. It is shown that the velocity of bombarding particles in ultrasonic field is proportional to the ultrasonic installation capacity and is inversely proportional to the material density and to the bombarding particles geometry (radius). The law of stress distribution in thin surface layer of material is given.

Данная работа посвящена напряжениям, возникающим в тонком поверхностном слое деформируемого твердого тела при ультразвуковом упрочнении материала.

Процесс ультразвукового упрочнения материала представлен как удар системы абсолютно твердых частиц, исчезающе малой массы и конечной геометрии по поверхности деформированного твердого тела конечной толщины. Анализ экспериментальных литературных данных показывает, что остаточные напряжения при ударе зависят от многих факторов, а именно: от испытуемого материала и его геометрии, от плотности ударяющих частиц, от продолжительности опыта, от внешних воздействий и др., которые можно привести в следующем порядке:

$$\sigma, \sigma_0, \sigma_m, E, \rho, \rho_1, \delta, r, I, U, h, h_m, H, t$$

где σ – напряжение, возникающее в поверхностном слое упрочняющего материала, кг/м c²; σ_0 – напряжение на поверхности упрочняющего материала, кг/м c²; σ_m – экстремальное напряжение, кг/м c²; E – модуль Юнга, кг/м c²; ρ – плотность упрочняющегося материала, кг/м3; ρ_1 – плотность

материала ударяющих частиц, кг/м³; δ – толщина деформируемого твердого тела, м; r – приведенный радиус частицы, м; IU – мощность ультразвуковой установки, кг м²/с³; h – глубина залегания остаточных напряжений в поверхностном слое упрочняющегося материала, м; h_m – глубина залегания максимального сжимающего напряжения, м; H – глубина, на которой сжимающее напряжение уменьшается до нуля, м; t – продолжительностью времени процесса упрочнения, с.

Некоторые из этих величин являются функциями, а другие – независимыми переменными или параметрами. В данной работе эти функции определены соответствующими уравнениями.

Исследование остаточных напряжений после ультразвуковой обработки материала, показывают, что можно определить следующие характерные напряжения:

При h=0 сжимающее напряжение σ принимается равным σ_0

При $h=h_m$ сжимающее напряжение σ имеет максимальное значение σ_m ;

При *h*=*H* сжимающее напряжение обращается в нуль, $\sigma = 0$;

При h > H сжимающие напряжения могут переходить в растягивающие, т.е. может иметь место максимальное растягивающее напряжение. Далее, с ростом h, растягивающее напряжение уменьшается до нуля.

Таким образом, можно записать

$$\sigma = f(h, IU)$$

В работе показано, что скорость ударяющих частиц в ультразвуковом поле V_1 пропорциональна мощности ультразвуковой установки и обратно пропорциональна плотности материала и геометрии (радиуса) ударяющих частиц, т.е. можно записать

$$V_1 = K_1 \left(\frac{IU}{\rho_1 \cdot r^2}\right)^{1/3}$$

где коэффициент K_1 определяется экспериментально.

DFMN-2009

В работе получена зависимость максимально сжимающегося остаточного напряжения в поверхностном слое от отношения скоростей

$$\frac{\sigma_m}{E} \cdot \left(\frac{r}{\delta}\right)^{\frac{1}{3}} = K \cdot \frac{V_1}{V_p}$$

где V_p – скорость распространения звука в материале, м/с, а коэффициент *К* определяется экспериментально.

После обработки имеющихся экспериментальных данных получен закон распределения напряжений в тонком поверхностном слое материала.

$$\theta = (1 - x)(1 + N \cdot x) \cdot e^{-\varphi(x)}$$

где $\theta = \frac{\sigma}{\sigma_0}, x = \frac{h}{H}, \varphi(x) - \phi$ ункция, N – параметр.

ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ СПЛАВА ТІ - 49,8 % NI ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ Бабичева Р.И, Мулюков Х.Я.

Россия, г. Уфа, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, bri_05@mail.ru

THE THERMAL EXPANSION OF TI - 49,8 % NI ALLOY AFTER HIGH-TEMPERATURE DEFORMATION R.I. Babicheva, Kh. Ya. Mulyukov

The influence of prior rolling of a Ti - 49,8 % Ni alloy at the temperature 500°C on the change of specimens length during thermo cycling in the temperature range from 0 to 200°C along and across of the deformation was studied. On basis of the obtained curves of thermal expansion of samples as well as the results of transmission electron microscopy investigation and X-ray diffraction it was determined that the dilatation anisotropy of alloy is the result of the texture forming during deformation.

Сплавы на основе Ti-Ni в настоящее время являются объектом исследования многих ученых. Повышенный интерес исследователей обусловлен сочетанием высоких прочностных и пластических свойств с уникальным по величине, воспроизводимости и циклической долговечности эффектом обратимой памяти формы, основанным на термоупругом мартенситном превращении. В то же время известно, что эффективным способом дополнительного повышения механических свойств сплавов с фазовыми превращениями мартенситного типа является высокотемпературная термомеханическая обработка. В связи с этим было интересно выяснить как влияет такая высокотемпературная деформация, в частности, прокатка при температуре 500°C, на дилатацию и возникновение текстуры в сплаве Ti - 49,8 % Ni.

Измерения термического расширения деформированных образцов при термоциклировании в интервале температур от 0 до 200°С в направлениях продольном и поперечном направлению прокатки материала проводились на установке с датчиком перемещения на основе дифференциального трансформатора. Результаты проведенных измерений показали, что общим для каждого из рассмотренных направлений является то, что после первого цикла «нагрев охлаждение» температурный интервал обратного мартенситного превращения сплава заметно смещается в область более низких температур, а при последующем термоциклировании материал остается относительно стабильным. В то же время была обнаружена анизотропия. Возникающий при термоциклировании скачок изменения длины образца, вследствие происходящего фазового превращения, вдоль и поперек прокатки существенно различался. Это в явном виде указывало на наличие в сплаве текстуры, которая возникла в результате высокотемпературной деформации материала.

С целью дальнейшего выяснения механизма влияния формирующейся текстуры на дилатационные показатели сплава была исследована его микроструктура при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEM - 2000EX, а также построены полюсные фигуры по результатам проведенного рентгеноструктурного анализа.

В докладе, на основе проведенных исследований, планируется рассмотреть особенности влияния высокотемпературной прокатки на дилатацию сплава Ті - 49,8 % Ni с учетом данных о его текстуре.

ПОЛУЧЕНИЕ МАКРОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ МЕТОДОМ СВОБОДНОГО СВС-СЖАТИЯ

Галышев С.Н.^{1,2}, Столин А.М.¹, Бажин П.М.¹, Зарипов Н.Г.²

Россия,¹Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка ²Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

volosy@list.ru

OBTAINING MACROLAYER MATERIALS BASED NICKEL ALUMINID BY THE METHOD FREE SVS - COMPRESSION

S.N.Galyshev, A.M.Stolin1, P.M.Bazhin1, N.G.Zaripov

The experiment on obtaining a macrolayer plate by the method of free SHS- compression was made. The material consists of steel and nickel aluminum. Delay time before pressing was changed from 0 to 5 seconds. The exposure time under pressure was 30 seconds. The pressure was changed from 10 to 15 MPa. The influence of the technological parameters (P, τ_D) on the microstructure, phase composition and microhardness of the obtained materials were studied. The adhesive strength was measured.

Большинство интерметаллидных соединений обладают, как правило, высокой твёрдостью и высокой химической стойкостью. Алюминиды никеля относятся к классу таких соединений. Они способны работать при высоких температурах и в условиях агрессивных сред. Большинство классических методов достаточно трудоемки и сложны в технологическом плане [1,2]. Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [3] позволяет значительно снизить энергозатраты и упростить технологию изготовления интерметаллидов.

Алюминиды никеля имеют и ряд недостатков, таких как например высокая хрупкость, по этому получение композиционных материалов с высокой пластичностью другого компонента является весьма актуальной задачей.

В данной работе были проведены исследования по получению макрослойных материалов на основе алюминида никеля методом свободного СВС-сжатия. В качестве подложки использовался лист из стали 3 квадратной формы со стороной 30 мм и толщиной 3 мм. Исходная заготовка представляла собой таблетку из прессованной шихты, состоящей из смеси порошков алюминия (АСД-4) и никеля (ПНЭ-1), 32%Al + 68%Ni масс., что соответствует стехиометрическому составу интерметаллида NiAl. Таблетка имела цилиндрическую форму с диаметром 12 мм, высотой 15 мм и относительной плотностью 60%.



Рис 1. Схема эксперимента

Исходная заготовка размещалась в середине стальной подложки (рис. 1). В верхней части таблетки инициировалась волна горения в режиме СВС при помощи вольфрамовой спирали и подсыпки из смеси порошков титана и сажи. Далее осуществлялось прессование под давлением Р от 5 до 15 МПа с предварительной задержкой τ_D от 0 до 10 секунд и последующей выдержкой τ_E под давлением в 30 секунд.

Изучено влияние технологических параметров (P, τ_D) на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость полученных материалов. Произведены оценочные испытания на адгезионную прочность сдвигом.

DFMN-2009



ЛИТЕРАТУРА

1. Грейль Е. М.//Механические свойства. М.: Металлургиздат, 1962. 266 с.

2. А о к и К., И д з у м и О.// Нихон киндзоку гаккайси. 1977. Т. 41, № 2. С. 170—175.

3. Подергин В.А., Неранов В.А., Яровой В.Д., Малинов М.Д. // Синтез алюминидов некоторых переходных металлов // Процессы горения в химической технологии и металлургии: сборник статей // Под. редакцией А.Г. Мержанова.- Черноголовка 1975. 118с.

Работа выполнена при финансовой поддержке России в рамках Аналитической ведомственной программы «Развитие научного потенциала высшей школы», код РНП. 2. 2. 1. 1. 5355 и при поддержке РФФИ проект Т70;06-03-22000 «Синтез передовых материалов с контролируемыми структурой и свойствами методом CBC».

ОЦЕНКА РЕЖИМОВ ПРОШИВКИ ЗАГОТОВОК ПРИ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСПЫТАНИЙ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ КРУЧЕНИЕ Голубчик Р.М., Клемперт Е.Д., Меркулов Д.В., Новиков М.В., Медведев Е.К.

Россия, Московский энергетический институт (технический университет), GolubchikRM@mpei.ru

ESTIMATION OF THE BILLET PUNCHING MODES DURING SCREW ROLLING BY PERFORMING HYPERTHERMAL TORSION TESTS

R. M. Golubchik, E. D. Klempert, D. V. Merkulov, M. V. Novikov, E. K. Medvedev

A new method of punching modes estimation during screw rolling based on comparison of unit rupture work by performing hyperthermal torsion tests with screw rolling per-unit work is proposed. Computational methods of torsional strain degree and rate are proposed. A problem of determining work required for pure torsion depending on diameter and testing length and on number of twists before destruction is solved. Distribution of strain resistance along the length of deformation zone for absence hypothesis and complete progress of softening processes is obtained. Procedure for critical pinch pass based on torsion tests is developed.

На основании энергетической теории прочности предложен новый метод оценки режимов прошивки при винтовой прокатке, который заключается в сравнении удельной объемной работы, затрачиваемой на разрушение цилиндрического образца при испытаниях на высокотемпературное кручение, с удельной работой винтовой прокатки, затрачиваемой на деформацию металла до носка оправки.

Работу при кручении определяли по диаграммам кручения в координатах крутящий момент – время при постоянной скорости вращения одного из торцов образца.

Рассмотрены [1] и предложены методы расчета степени є и скорости є деформации при кручении для определения сопротивления деформации σ_s с использованием эмпирической зависимости Хайдука [2]. Полученные значения сопротивления деформации удовлетворяют экспериментальным данным работы [3].

При отсутствии экспериментальных диаграмм моментов на основании положений механики сплошных сред [4] решена задача по определению работы при чистом кручении в зависимости от диаметра и длины образца и количества скручиваний до разрушения.

В результате усовершенствования математической модели МЭИ [5] получено распределение сопротивления деформации по длине очага деформации для гипотез полного и отсутствия процессов разупрочнения.

Усовершенствованы методы расчета работы поперечной прокатки и работы удлинения, предложенные П.Т. Емельяненко [6]. Выявлена важность учета работы поперечной прокатки.

Разработана методика определения критического обжатия u_{кр} на основе испытаний на скручивание без дорогостоящих экспериментов по прокатке конических [7] и цилиндрических [8] образцов.

Проведено сравнение критических обжатий, полученных расчетным путем, с экспериментальными данными различных исследований [7-9].

Литература

- 1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. т.1. М.: Металлургиздат, 1960. 376с.
- 2. Хензель А., Шпитцель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением. Справ. изд. Пер. с нем. М.: «Металлургия», 1982. 360 с.
- 3. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1976. 488 с.
- 4. Кучеряев Б.В. Механика сплошных сред (теоретические основы обработки давлением композитных металлов с задачами и решениями, примерами и упражнениями): Учебник для вузов. М.: «МИСиС», 2006. 604 с.
- Golubchik R.M., Lebedev A.V. New methods piercing mills setting relaring to the cyclic forming of hollows. History and future of seamless steel tubes (7-th International Conference)/ Karlovy Vary, 1990, November, p. 1/8 – 1/17.
- 6. Емельяненко П.Т. Теория косой и пилигримовой прокатки. М.: «Металургиздат», 1949. 491с.
- 7. Чекмарев А.П., Ваткин Я.Л., Ханин М.И., Биба В.И., Кирвалидзе Н.С. Прошивка в косовалковых станах. М.: «Металлургия», 1967. 240 с.
- 8. Интенсификация поперечно-винтовой прокатки. Чекмарев А.П., Матвеев Ю.М., Выдрин В.Н., Финкельштейн Я.С. Издательство «Металлургия», 1970. - 184 с.
- 9. Пищиков Г.П., Алферова Н.С., Николаев А.Н. Пластические свойства и прошиваемость высоколегированных сталей. Сталь, 1952, №4.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МЕЖДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАУЗ НА РАЗУПРОЧНЕНИЕ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ КОЛЕЦ ГТД Гречников Ф.В., Арышенский Е.В.

Россия, Самарский государственный аэрокосмический университет, splav@ssau.ru

THE INFLUENCE OF SEMI-DEFORMATION PAUSES PARAMETER ON HARDENING DECREASE IN HOT ROLLED RINGS FOR TURBO-GAS ENGINES Grechnikov F.V., Aryshenskiy E.V.

The process of heat-proof steel ring hot rolling was explored to achieve the even fine-grained structure on the whole section. It was installed that with the temperature and degree preceding deformation increase the re-crystallization degree is grow. The mathematical dependency which can be used for study of the real technological process of ring rolling was received.

В практике производства ГТД широко используются кольцевые детали, имеющие многофункциональное назначение. К этим деталям предъявляются высокие требования по структуре и уровню механических свойств. Основным способом получения кольцевых деталей является горячая раскатка. Однако этот технологический процесс, не может обеспечить заданный уровень свойств. Причины низкого уровня механических свойств заключаются в наличие по сечению кольца участков с крупным зерном. Такое зерно появляется после отжига в тех местах, где значения деформации после раскатки равны критическим. Поэтому для того чтобы исключить появления зерен крупного размера необходимо повысить критические степени деформации до их закритических значений.

Для того чтобы добиться высоких степеней деформации по всему сечению, нужно использовать то, что раскатка колец процесс с дробной деформацией. В ходе междеформационных пауз может теряться до 30 % накопленной деформации, что приводит к наличию в кольце её критических степеней. Поэтому основная задача данной работы добиться, с помощью регулирования времени и количества междеформационных пауз, а также скорости протекания в них процесса рекристаллизации, степеней деформации превышающих критические по всему сечению кольца.

Для решения этой задачи необходимо знать распределение степеней деформаций после каждого локального обжатия и то, какая её доля теряется в междеформационной паузе. Существующие конечно-элементные модели для расчёта доли накопленной деформации после каждого деформационного акта не позволяют учесть влияние на деформацию разупрочнений в междеформационных паузах. Это можно сделать с помощь формулы (1) широко применяющейся в процессах с дробной деформацией, таких как сортовая и листовая прокатка.

$$\Lambda = \sum_{1}^{N} (1 - X_{ji}) \ln \left(1 + \varepsilon_{ji-1} \right)$$
⁽¹⁾

Где X - доля рекристаллизованного объема в ј конечном элементе перед i-ым проходом, причем если i = 0 то X = 0.

ε_{ii} − степень деформации в ј конечном элементе после i − 1 прохода.

Необходимо отметить, что в междеформационной паузе происходит первичная рекристаллизация, во время которой старые наклепанные зерна заменяются новыми равноосными. Для применения формулы (1) необходимо оценить то с какой скоростью происходит замена наклепанных зерен на равноосные, другими словами построить зависимость Х - доли рекристаллизованного объема от времени протекания рекристаллизации. Для нахождения такой зависимости были подвергнуты осадки и последующей выдержки (1 с, 5с, 10 с, 25 с, 50 с, 90 с) цилиндрические образцы из сплава ХН68ВМТЮК-ВД (типичного материала для колец ГТД). После выдержки образцы остужали в воде для резкого прекращения процесса рекристаллизации. Затем в зоне, где деформация в образцах наиболее интенсивна, происходил подсчет отношения количества образовавшихся заново зерен к наклепанным. Эксперимент был полнофакторный (в качестве факторов были выбраны температура, и степень предшествующей деформации которые сильно влияют на скорость процесса рекристаллизации). Оба фактора варьировались на трех уровнях для температура это 950 С⁰, 1050 С⁰, 1150 С⁰, для степени деформации это 10 %, 25 %, 40 %. Для повышении точности эксперимент был повторен три раза. После обработки полученных данных были построены графики иллюстрирующие скорость появления новых равносных зерен вместо старых наклепанных для всех представленных диапазонов температур и деформаций (рис.1-3).

INSTRON «Разницу можно измерить»



Рис. 1 Зависимость доли рекристализованного объема X от времени протекания рекристаллизации для температуры 950 С⁰ сплав XH45MBTЮБР-ИД



Рис. 2 Зависимость доли рекристализованного объема X от времени протекания рекристаллизации для температуры 1050 С⁰ сплав XH45MBTЮБР-ИД



Рис. З Зависимость доли рекристализованного объема X от времени протекания рекристаллизации для температуры 1150 С⁰ сплав XH45MBTЮБР-ИД

Как видно из графиков степень деформации и температура сильно влияют на скорость разупрочнения. С увеличением температуры и степени предшествующей деформации повышается и скорость рекристаллизации. После построения графиков формула (1) может быть использована для исследования реального технологического процесса раскатки колец.

ИНТЕНСИВНОСТЬ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ В ГЕЛИКОИДАЛЬНЫХ ВАЛКАХ

Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С., Губанова Н.В., Портная З.Н.

Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова PAH, *choporo5@yandex.ru*

THE INTENSITY OF STRESSES AND DEFORMATION AT THE ROLLING IN THE HELICOIDAL ROLLS

Karelin F.R., Choporov V.F., Yusupov V.S., Gubanova N.V., Portnaia Z.N.

The intensity of stresses and deformation at the rolling in the helicoidal rolls were investigated by fine element method. The number of the starts of the spirals was 6, 9 and 12. It was established the intensity of deformation at 6-starts to be strongly higher then that at 12-starts in the same conditions.

В данной работе рассматривается новая геликоидальная профилировка поверхности бочки валка, суть которой состоит в нанесении на тело валка выступов и впадин, направленных по спирали. Это позволяет деформировать листовую заготовку не по всему объему, а локально, создавая упрочненные зоны на ее поверхности.

В связи с этим возникает необходимость в исследовании напряженно-деформационного состояния в таком своеобразном очаге деформации, какой имеет место в данном процессе.

Методом конечно-элементного моделирования, реализуемого средствами программных пакетов SolidWorks и Deform-3D были исследованы интенсивности деформаций и напряжений при прокатке в геликоидальных валках с различным числом заходов спирали 6,9 и 12 (что соответствует углам наклона геликоида соответственно 60°,45° и 30°), в зависимости от скорости вращения валков и глубины внедрения выступа в тело заготовки.

Установлено, что интенсивность деформации и напряжении, усилие прокатки и крутящий момент практически не зависят от скорости вращения валков в диапазоне исследуемых скоростей. С увеличением глубины внедрения выступа в заготовку с 2 до 3 мм интенсивность деформации увеличивается почти в 3 раза, а интенсивность напряжений на 12-15%.

Интенсивность деформации при 6-ти заходной спирали существенно превышает интенсивность деформации при 12-ти заходной, в среднем на 35% при одинаковых скоростях и обжатиях.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПОЛОЖЕНИЯ ЗАГОТОВКИ В КОНИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ВЫДАВЛИВАНИИ

Косенко М.В.

Украина, ДГМА, m.v.kosenko@gmail.com

A STUDY OF THE BLANKS IN THE MATRIX OF THE COMBINED CONICAL EXTRUSION Kosenko M.V.

Various provisions of the workpiece in a conical matrix with backward-forward extraction method using the finite element program Qform 2D.

В литературных источниках утверждалось, что необходимо определить такое положение заготовки в виде усеченного конуса, при котором стадия обратно-прямого выдавливания будет наиболее продолжительной [1, 2].

Логично предположить, что возможно три варианта реализации данного исследования, то есть при $D_{c\hat{a}\hat{a}} \langle D_{a\hat{a}\hat{o}\hat{a}\hat{e}\hat{e}}$, $D_{c\hat{a}\hat{a}} \rangle D_{a\hat{a}\hat{o}\hat{a}\hat{e}\hat{e}}$. Если при варианте $D_{c\hat{a}\hat{a}} = D_{a\hat{a}\hat{o}\hat{a}\hat{e}\hat{e}}$ все ясно, то при реализации остальных случаев возможно множество вариантов положения заготовки в матрице. Поэтому для случая $D_{c\hat{a}\hat{a}} \langle D_{a\hat{a}\hat{o}\hat{a}\hat{e}\hat{e}}$ примем условия, что средняя линия заготовки находится на середине матрице, а для случая $D_{c\hat{c}\hat{a}\hat{a}} \rangle D_{a\hat{a}\hat{o}\hat{a}\hat{e}\hat{e}}$ – высота заготовки не должна быть менее высоты дна получаемой детали (рис.1).

Исследуя характер изменения силового режима процесса обратно-прямого выдавливания полых конических деталей при различных положениях заготовки в матрице (рис.2) установлено, что стадия обратно-прямого выдавливания увеличивается по мере увеличения D_{caa} относительно $D_{abababa}$.

D_{3ar}

D_{äåòàëè} .



Рис. 1. Расчетные схемы для реализации конечно элементного моделирования при $D_{cha} \langle D_{ah} \rangle D_{$

Анализ распределения интенсивности деформаций по сечению детали (рис.3), проведенный в Qform 2D, позволяет сделать вывод о том, что при $D_{caa} \langle D_{aabaa} \rangle = habnodaaetcs наличие упрочненного слоя прилегающего к наружной поверхности пуансона (рис.3, а), при <math>D_{caa} \rangle D_{aabaae}$ стенка стакана имеет более интенсивную деформацию, чем дно (рис.3, в), при $D_{caa} = D_{aabaae}$ распределение интенсивности деформаций более равномерно (рис.3, б), так как наличие стадии обратно-прямого



выдавливания способствует проработке стенки стакана, а обратного – дна детали.



Рис. 2. Характер изменения силовых параметров для материала АД1 в зависимости от расположения заготовки в матрице $\alpha_m = \alpha_n = 10^\circ$, $\mu_{sm} = \mu_{sn} = 0.13$



Рис. 3. Распределение интенсивности деформации по сечению детали на конечной стадии выдавливания при $D_{caa} \langle D_{aabae} \rangle$ (a), $D_{caa} = D_{aabae} \rangle$ (б), $D_{caa} \rangle D_{abae} \rangle$ (в)

Вывод

Целесообразно использовать заготовку для процесса обратно-прямого выдавливания в форме усеченного конуса при $D_{caa} = D_{aaoaee}$, поскольку при таком расположении заготовки в матрице происходит более равномерная проработка детали по всему сечению.

ЛИТЕРАТУРА

1. Экк Е.В., Даммер А.Э., Кононов В.Г. Определение формоизменения и усилия комбинированного выдавливания полых поковок конической формы // Известия вузов. Черная металлургия. – 1983. – №2. – С. 46–50.

2. Экк Е.В., Кононов В.Г., Киселев В.М. Исследование удельных усилий выдавливания полых конусов с двусторонним истечением металла // Исследование машин и технологии кузнечноштамповочного производства: Тем. сб. науч. тр. – Челябинск, 1975. – № 167. – С. 15–21.

DFMN-2009

О ВОЗМОЖНОМ ВЛИЯНИИ МЕДЛЕННЫХ УЕДИНЁННЫХ УПРУГИХ ВОЛН С ДИСКРЕТНЫМИ СКОРОСТЯМИ НА ПРЕРЫВИСТОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ (ЭФФЕКТ САВАРА-МАССОНА)

Кудрявцев Е.М.¹, Зотов С.Д.¹, Лебедев А.А.¹, Щербаков И.П.² ¹Физический институт им. П.Н.Лебедева РАН, 119991 Москва, Ленинский пр., 53 E-mail:kudriavt@sci.lebedev.ru

²– Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург

ABOUT THE POSSIBLE INFLUENCE OF THE SLOW SOLITARY ELASTIC WAVES WITH DISCRETE VELOCITIES UPON INTERMITTENT METALL DEFORMATION (SAVART-MASSON EFFECT)

E.M.Kudriavtsev¹, S.D.Zotov¹, A.A.Lebedev¹, I.P.Sherbakov²

¹P.N.Lebedev Physical Institute of RAS, 119991 Moscow, Leninsky Pr., 53, E-mail:kudriavt@sci.lebedev.ru ²– A.F.Ioffe Physico-Technical Institute of RAS, Sankt-Petersburg

It is substantiated the supposition that sharp steps on stress-strain curve of some metals ("stair-step" type curve, Savart- Masson effect found in 1837) are to be the result of the effect of Slow Solitary Elastic Waves with discrete velocities.

1. В работе обосновывается предположение о том, что резкие изменения хода кривой деформации металлов («ступенчатая кривая», эффект Савара-Массона, обнаруженный в 1837г., см. [1]) обусловлены влиянием медленных уединённых упругих волн с дискретными скоростями (МУУВ). Соответственно их известным на сегодня свойствам (см., например, [2]), МУУВ стабильны, устойчивы, состоят из многих компонентов, мало теряющих в энергии при отражении от стенок образца, скорость их может отличаться на много порядков от продольной скорости звука данного металла. Волны типа МУУВ в разных материалах отличаются «знаком волны», то есть являются *волнами разрежения* (например, в кремнии, плексигласе, алюминии), или *волнами сжатия* (например, в меди, свинце, палладии). С целью выяснения роли МУУВ обсуждаются результаты двух серий экспериментов по деформации металлических образцов.

2. В одной из работ 1-ой серии фиксировалась механо-люминесценция (МЛ) деформируемых образцов из меди в процессе продольного растяжения со ступенчатым увеличением нагрузки [3].

Схема измерения МЛ была простой. На входное окно ФЭУ, работавшего в режиме счёта фотонов, линзой проектировалось изображение небольшого пропила шириной в 1мм и глубиной 5мм в образце меди. Образец размером 150x100x6мм³ подвергался на времена 10-200сек постоянной нагрузке, величина которой менялась 10 раз (от 0,5т до ~8т) до тех пор, пока он не разрушился. Синхронизованная с увеличением нагрузки запись сигнала ФЭУ обнаруживает ряд крупных и более мелких максимумов свечения МЛ, которые, по предположению [4], обусловлены приходом в район указанного пропила на образце компонентов волны типа МУУВ. Анализ (x-t)-диаграммы волнового процесса показал, что первый компонент МУУВ зародился на оси образца в момент подачи нагрузки 0,5т, двигался со скоростью 0,27см/с и ответственен за первый максимум свечения, которое быстро угасло. При введении нагрузки 1,0т обнаружился компонент с той же скоростью, с которым связан следующий крупный максимум с серией более мелких максимумов на его склоне. По ним можно определить падение скорости этого компонента МУУВ до 0,23 см/с, после чего он, по-видимому, перестал существовать. В момент подачи нагрузки 2,0т родился следующий компонент МУУВ со скоростью 0,14 см/с. С дальнейшим увеличением нагрузки его скорость возрастала вплоть до максимума, соответствующего скорости 0,23 см/с, за которым произошло разрушение образца. За некоторое время до разрушения образца величина интенсивности МЛ была особенно высока («предвестник катастрофы» – так называлась тема конференции, куда был представлен доклад [4]). По этой интерпретации, МУУВ в работе [3] представляет цилиндрические упругие волны, которые зарождаются на продольной оси цилиндрического образца, движутся к поверхности, отражаются от неё, собираясь снова на оси, после чего начинается новый цикл. Такие циклы могут повторяться многократно. Волна возникает, когда нагрузка превышает порог образования МУУВ.

3. Ко второй серии обсуждаемых экспериментальных работ относится исследование МакРейнольдсом [5] скачкообразной пластической деформации сплавов алюминия (эффект Савара-Массона). В ней МакРейнольдс не только провёл первое глубокое исследование указанного эффекта, но и открыл (см. [1]) медленные пластические волны. Из большого количества работ, выполненных по этой проблеме, кроме [5], нами были рассмотрены только [6-8], в которых разными методами измерялось удлинение образца также из сплавов алюминия при растяжении с постоянной скоростью увеличения нагрузки.
Рис.1а) представляет характерную картину скачкообразной пластической деформации сплавов алюминия. (Это – модифицированная нами *часть* записи №1 на Фиг.10 из работы [5]). Исследовался образец из Al-сплава марки 2S (0,48% Fe, 0,14% Cu, 0,11% Si), на который вдоль всего участка постоянного сечения были приклеены 4 электротензометрических датчика сопротивления длиной ~9мм с промежутками ~3мм. Синхронные независимые записи их сигналов с 20-ью скачками на каждой из 4-х записей практически совпадают, как это видно на Фиг.10 [5].

Одно из возможных объяснений такого вида записей снова состоит в том, что вдоль оси образца возникают и перпендикулярно к ней (вдоль радиуса к поверхности) распространяются <u>цилиндрические волны типа МУУВ</u>. Соответствующий волновой процесс представлен на (x-t)диаграмме Рис.1b). В случае работы [3] приход волн МУУВ к поверхности вызывал увеличение интенсивности МЛ, что позволяло судить о её перемещениях. Можно думать, что в случае работы [5] МУУВ играют роль спускового механизма для находящегося в неустойчивом состоянии металла, вызывая при определённых условиях его скачкообразное удлинение в момент выхода волны на поверхность образца. Тогда многократное прохождение некоторых компонентов МУУВ к поверхности образца и обратно будет обеспечивать характерный для эффекта Савара-Массона ступенчатый вид соответствующих кривых «удельная нагрузка (время)-относительное удлинение».



Рис 1 а)b). а) Скачкообразная пластическая деформация Al-сплава (по Фиг.10 из работы [5]); b) наша интерпретация влияния на неё компонента МУУВ, имеющего скорость 1,2×10⁻²см/с.

Известно, что этому прерывистому деформированию сопутствуют, как отмечал автор [1], медленные пластические волны МакРейнольдса. Оставляя для дальнейших исследований выяснение роли обоих типов волн (медленных волн МакРейнольдса и МУУВ) в рассматриваемых процессах, отметим только следующее. Как указывается в [5], ступенчатый характер деформационных кривых и медленные пластические волны, кроме ограниченных условий по температуре образца И по скоростям деформирования, возникают только в случае, если металле том В присутствуют атомы примесей, причём специфические для каждого металла (С в Fe, Cu в Al, Be в Cu). В то же время волны типа МУУВ возникают и

распространяются в самых разных конденсированных средах, в том числе в чистых металлах. Однако, металл в этом случае находится в устойчивом состоянии, и поэтому волны типа МУУВ не могут служить спусковым механизмом для прерывистой деформации.

Следует отметить, что в недавно вышедшей монографии [9], обобщившей многолетний опыт работы авторов по исследованию волнового характера процессов пластического течения в металлах и сплавах, обнаружились те же, что в [5], малые скорости волн ~ 10²см/с (измерения производились весьма перспективным методом спекл-фотографии).

3 Авторы благодарят М.А. и Т.А. Лебёдкиных, А.А. Шибкова, В.Ф.Терентьева - за многочисленные квалифицированные обсуждения, исходные данные и заинтересованную помощь в работе. литература:

- 1. Дж.Ф.Белл, Экспериментальные основы механики деформируемых твёрдых тел. Ч.П. Москва, Наука, 1984.
- 2. E.M.Kudriavtsev, http://rao.akin.ru/rao/sess13/sect1f.ht. c.204(2003).
- 3. K.B. Abramova et al., *Pisma v JTF*, 1983, v.9, n.17, pp.1025-1028.
- 4. E.M. Kudriavtsev, K.B. Abramova, I.P. Scherbakov, Proc. SPIE (2002), Vol. 4679, pp.167-172.
- 5. A.W.McReynolds, Trans. Amer. Inst. of Mining and Metallurgical Engineers (1949) 185, 32-45.
- 6. А.А.Шибков, М.А.Лебедкин, М.А.Желтов и др., Зав. лаборатория (2005) **71** № 7- С. 20-27
- 7. А.А.Шибков, Р.Ю.Кольцов, М.А.Желтов и др., Известия РАН. Серия физическая.-2006. Т. **70**. № 9. С. 1372-1376.
- 8. M.A.Lebyodkin, T.A.Lebedkina, Phys. Rev. E 73, 036114 (2006).
- 9. Л.Б.Зуев, В.И.Данилов, С.А.Баранникова, Физика макролокализации пластического течения, Новосибирск, Наука, 2008.

К ВОПРОСУ О КРИТИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ Кузьмин В.И., Лысак В.И., Литвинов В.В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, KuzminVI@vstu.ru

TO THE QUESTION OF CRITICAL CONDITIONS OF FORMATION AND DESTRUCTION OF A JOINT AT EXPLOSION WELDING

Kuz'min V.I, Lysak V.I., Litvinov V.V.

The paper is devoted to the explosion welding of big thickness steel-aluminum composites. Factors making difficulties for receiving full-strength composites of dissimilar metals and ways for handling these difficulties are considered in the paper.

Одной из наиболее сложных задач процесса сварки взрывом является получение стабильной высокой прочности при соединении толстолистовых разнородных материалов. Особенно это характерно при сварке взрывом металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами, таких как алюминий-сталь, титан-сталь, медь-алюминий и др.

Соединение алюминия со сталью относится к наиболее трудносвариваемой паре, не исключением является и сварка взрывом этих металлов. Достижению высоких прочных свойств этой пары препятствует способность алюминия образовывать со сталью хрупкие интерметаллиды, снижающие прочность соединения. При этом, с одной стороны малая плотность алюминия и, наоборот, большая плотность стали требуют применения для этой пары режимов сварки взрывом, характеризующихся большими значения скоростей соударения и контакта, а с другой стороны – большие значения V_c и V_к приводят к повышению энерговложения в зону соединения, а, следовательно, и к образованию большого количества хрупких расплавов. Последнее обстоятельство особенно сказывается при метании алюминия большой толщины на сталь.

Проведенные исследования показали, что существует определенное критическое значение толщины метаемого элемента $\delta_{\kappa p}$, при которой происходит резкое снижение прочности на отрыв слоев, а на некоторых образцах и полное разрушение сварного соединения. При сварке взрывом алюминия со сталью значение критической толщины составляет $\delta_{\kappa p} \ge 16$ мм. При этом следует отметить, что у расслоившихся после сварки взрывом образцов на границе соединения алюминия со сталью наблюдалась значительная пластическая деформация с наличием развитого волнообразования на контактирующих поверхностях. Разрушение сваренных взрывом образцов связано с приходом в зону соединения волн разгрузки, которые приводят к появлению растягивающих напряжений, способных не только снизить прочность, но и разрушить уже полученное сварное соединение.

Анализ полученных результатов позволил с энергетических позиций объяснить хорошую свариваемость при метании тонких пластин и плохую свариваемость при метании толстых пластин. Установлено, что на прочность соединения существенное влияние оказывает параметр W_{orp} – кинетическая энергия отрыва, т. е. та энергия, с которой метаемая пластина пытается оторваться от основной пластины в результате возникающей в ней и движущейся в зону сварного соединения волны разгрузки. Так, при метании на стальную основу алюминия толщиной $\delta_1 = 5$ мм кинетическая энергия отрыва составляла $W_{orp} = 0,195$ МДж/м², а прочность соединения равнялась $\sigma_{coed} = 95$ МПа; увеличение толщины метаемого алюминия до $\delta_1 = 20$ мм привело к значительному увеличению W_{orp} до 0,780 МДж/м², что и привело к разрушению ранее полученного сварного соединения.

Экспериментально установлено, что увеличение толщины метаемого алюминия (δ_1) при прочих равных условиях (одинаковых значениях V_c и V_к) приводит к снижению прочности соединения алюминий-сталь вплоть до расслоения образцов и к сужению области сварки взрывом данной пары (рис. 1). Причем, исследование зоны соединения расслоившихся образцов показали, что на свариваемых поверхностях наблюдалась значительная пластическая деформация металлов и развитое волнообразование. Это позволяет сделать вывод о том, что сначала было получено сварное соединение, а затем произошло его разрушение.

Исследование влияния схемы взрывного нагружения на прочность соединения показало, что наиболее благоприятное напряженное состояние реализуется при использовании так называемой «обратной схемы» сварки взрывом, когда метаемым элементом является материал, имеющий большую акустическую жесткость, т. е. когда сталь метается на алюминий. При этом следует отметить, что «обратная схема» сварки взрывом для соединения металлов с сильно отличающимися свойствами, так как алюминий и сталь, на практике применяется очень редко. Это связано с тем, что удельный вес стали почти в три раза больше удельного веса алюминия, поэтому при метании стали

на алюминий приходится применять более мощный заряд взрывчатого вещества, что в свою очередь приводит к увеличению кинетической энергии и образованию на границе соединения большого количества хрупких оплавов, существенно снижающих прочность биметалла.



a - δ₁ = 8 мм; б - δ₁ = 16 мм; в - δ₁ = 20 мм
Рис. 1. Влияние толщины и кинематических параметров сварки взрывом на прочность сталеалюминиевого соединения

При использовании традиционной «прямой схемы» сварки взрывом, когда пластина с меньшей акустической жесткостью метается на пластину с большей акустической жесткостью, на границе сварного соединения будут образовываться растягивающие напряжения, отрицательно влияющие на прочность. С целью уменьшения отрицательного действия растягивающих напряжений на наружной поверхности метаемой пластины необходимо создать дополнительное остаточное давление ΔP_{oct} продуктов детонации. Причем, чем больше значение ΔP_{oct} , тем меньше величина растягивающих напряжений, а, следовательно, они не смогут оказать существенного влияния на прочность сварного соединения.

Наиболее целесообразной является последовательная сварка взрывом в два этапа: сначала к стали приваривается тонкой слой алюминия, а затем на полученный биметалл доваривают толстый слой алюминия. Такая последовательная схема взрывного нагружения обеспечивает высокую прочность сталеалюминиевого соединения за счет существенного уменьшения W_{отр} на первом этапе сварки и исключения возможности образования на границе соединения растягивающих напряжений (т. к. свариваются два однородных металла: Al+Al) на втором этапе.

СТРУКТУРА И КОНТАКТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ ЦЕМЕНТОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ Пахомова С.А.

Россия, Московский Государственный Технический университет им. Н.Э. Баумана, pahom_sv@mail.ru

STRUCTURE AND CONTACT ENDURANCE of CARBURISED STEEL AFTER SURFACE PLASTIC DEFORMATION

Pakhomova S. A.

For increasing of work capacity to gear-travel, made from Cr-Ni-steel, subject to complex hardening, including termochemical treatment (carburisation) and surface plastic deformation. Cool plastic deformation greatly changes the construction of the carburised layer phases and that renders the defining influence both on features quality surface layer, and on the most important working characteristic gear-travell about - contact endurance.

In given work researched the regularities of the change at дробеструйном наклепе features quality carburised layer, substructure its phases and their intercoupling with contact endurance.

Для повышения работоспособности зубчатые колеса из хромоникелевых сталей подвергают комплексному упрочнению, включающему химико-термическую обработку (цементацию) и поверхностное пластическое деформирование (после зубошлифования). Холодная пластическая деформация существенно меняет строение фаз цементованного слоя, что оказывает определяющее влияние как на характеристики качества поверхностного слоя, так и на важнейшее эксплуатационное свойство зубчатых колес – контактную выносливость.

В данной работе исследовали закономерности изменения при дробеструйном наклепе характеристик качества цементованного слоя, субструктуры его фаз и их взаимосвязь с контактной выносливостью роликовых образцов из стали 12Х2Н4А с наружным диаметром 30,2 и шириной 18 мм. Образцы проходили типичную для зубчатых колес химико-термическую обработку – цементацию, закалку, обработку холодом и низкий отпуск. После такой обработки они имели твердость поверхности HRC 61...62, а в сердцевине HRC 35...39.

После зубошлифования роликовые образцы подвергали упрочнению стальной дробью диаметром 0,8...1,0 мм при давлении воздуха 0,4. При этих постоянных параметрах обработки режим упрочнения характеризовали величиной кинетической энергии дроби, приходящейся на единицу обрабатываемой поверхности: $E=E_{yd}$ · $\tau_{эл}$, где E_{yd} – удельная кинетическая энергия, сообщаемая дробью единице поверхности в единицу времени; $\tau_{эл}$ – время упрочнения элемента цилиндрической поверхности образца, на которую дробь падает под эффективными углами 90...45°. Энергию E меняли от 20 до 160 кДж/м², $\tau_{эл}$ – от 1 до 8 мин.

Контактную выносливость определяли при испытаниях образцов по схеме качения с проскальзыванием (ГОСТ 25.501 – 78), используя двухконтактную роликовую машину марки Ш17. Удельное скольжение образцов (6%) соответствовало рабочему удельному скольжению зубьев колес в зоне минимальной контактной выносливости. За критерий долговечности стали 12Х2Н4А принимали число циклов до появления на поверхности роликового образца выкрашивания размером не менее ширины рабочей дорожки, равной 8 мм. В качестве смазывающего вещества применяли синтетическое масло, нагретое до 110<u>+</u>5 °C.

На роликовых образцах определяли также распределение микротвердости, тангенциальные остаточные макронапряжения, шероховатость поверхности и структуру поверхностного слоя. Остаточные напряжения оценивали по методу Н.Н.Давыденкова на вырезанных из роликов кольцевых образцах с олщиной стенки 2 мм. Полную величину остаточных напряжений в слое вычисляли как сумму напряжений, измеряемых при разрезке образца по образующей и последовательном удалении слоев при травлении, которое осуществляли на специальной установке с непрерывным измерением деформации с помощью тензометров. Шероховатость поверхности определяли на профилографе-профилометре. Структуру цементованного слоя исследовали методами рентгеноструктурного анализа дифракционной электронной микроскопии. И Ширину интерференционной линии (220) и (211) мартенсита определяли на дифрактометре ДРОН в железном Кα-излучении. Съемку рентгенограмм проводили на одном и том же участке образца до и после наклепа 5...10 раз и определяли физическое уширение рентгеновской линии в исходном состоянии до и после наклепа соответственно. Электронно-микроскопические исследования тонких фольг

проводили на электронном микроскопе EM6G при ускоряющем напряжении 100 кВ. Заготовки для фольг изготовляли на вырезанных с поверхности роликовых образцов сегментах высотой около 0,5 м. Поверхностное пластическое деформирование заметно меняет состояние поверхностного слоя образцов из стали 12Х2Н4А: повышает микротвердость (на 10 %), формирует остаточные напряжения сжатия (до -1400 МПа) при незначительном изменении шероховатости поверхности.

Наклеп дробью оказывает неоднозначное влияние на контактную выносливость. Повышение ее в 1,5 раза по сравнению с контактной выносливостью в исходном (недеформированном) состоянии наблюдается лишь при упрочнении с E=40 кДж/м². Режим обработки с E=80 кДж/ м², в результате которой достигаются наиболее высокие твердость поверхности и остаточные напряжения сжатия, приводят к снижению долговечности стали 12Х2Н4А почти в 2 раза. Таким образом, выбор режимов деформирования материала по характеристикам качества поверхности может привести к отрицательному эффекту.

Отсутствие однозначной связи между контактной выносливостью, микротвердостью и остаточными напряжениями сжатия обусловлено существенными изменениями структуры фаз цементованного слоя стали при поверхностном пластическом деформировании. Решающее влияние на эти изменения оказывает взаимодействие в процессе деформации трех фаз – мартенсита отпуска, остаточного аустенита и включений избыточных карбидов.

Выводы. 1. Повышение контактной выносливости цементованной стали 12Х2Н4А при наклепе дробью достигается в узком диапазоне режимов упрочнения, когда не возникает локальных повреждений субструктуры мартенсита цементованного слоя.

2. Поверхностное пластическое деформирование рекомендуется сочетать с последующим низкотемпературным отпуском при 130 °C, необходимым для релаксации локальных микронапряжений, а также для дополнительного упрочнения мартенсита за счет его деформационного старения. В результате такого комбинированного упрочнения контактная выносливость стали повышается в 3 раза.

Список литературы

1. Рыжов Н.М., Пахомова С.А. Эфективность теплового дробеударного упрочнения цементованных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1998. - № 5. - С. 21-24.

2. Пахомова С.А. «Деформационное упрочнение высокопрочных цементованных сталей». Сборник докладов Первой международной конференции «Деформация и разрушение материалов», Москва, ИМЕТ им. А.А. Байкова с 13-16 ноября 2006 г.- С.19

Таблица

Контактная выносливость N50 стали 12Х2Н4А после наклепа дробью и наклепа дробью с последующим отпуском при 130 °C, 2ч

τэл, МИН	<i>Е</i> , кДж/м ²	Контактная выносливость <i>N</i> 50·10 ⁻⁶ цикл.			
		наклеп	наклеп и отпуск		
0	0	4	4		
1	20	4,5	6,1		
2	40	6,2	13,8		
3	60	4,1	13,5		
4	80	3,5	12,9		



АНАЛИЗ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НЕСУЩИХ ДЕТАЛЕЙ ПРОКАТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ К СТАТИСТИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ НАГРУЖЁННОСТИ И ИХ УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ Поляков Б.Н.

CIIIA, bpoliakov@hotmail.com

THE ANALYSIS OF SENSITIVITY OF PROBABILITY OF DESTRUCTION OF BEARING DETAILS OF THE ROLLING EQUIPMENT TO STATISTICAL PARAMETERS LOAD CAPACITY AND THEIR FATIGUE PROPERTIES

Poliakov B.N.

The numerical estimations of functions of sensitivity of probability of destruction from a variation of statistical parameters load capacity and fatigue properties of a material with reference to bearing details spindle connections of a drive of the rolling mill are presented, their analysis and the proved recommendations are resulted

На основе широких параметрических компьютерных исследований созданной на Уралмашзаводе расчётно-экспериментальной методологии оценки на стадии проектирования случайной долговечности (ресурса) при усталостном разрушении несущих деталей и конструкций прокатного оборудования [1] выполнен анализ чувствительности вероятности разрушения к вариациям статистических параметров нагружённости и усталостных свойств.

Аппроксимация расчетных величин вероятности разрушения P(Y < y)(уравнение множественной регрессии в логарифмических координатах) при средних коэффициентах вариации статистических параметров, равных $\approx 30\%$ [1], на примере оценки срока службы несущих деталей шпиндельного соединения привода прокатного стана, позволила получить следующее выражение:

$$P(Y < y) = e^{3,984^{\pm 0,24}} \left(T \cdot 10^8 \right)^{0,730^{\pm 0,11}} < X >^{2,743^{\pm 0,87}} D_X^{0,783^{\pm 0,30}} m_\rho^{-5,179^{\pm 0,10}} D_\rho^{0,159^{\pm 0,30}}$$

где $T \cdot 10^8$ - время, с;

Y - случайная долговечность;

у - заданный срок службы;

 $a_i^{\pm}(3,984^{\pm0,24}$ и т.д.) - 95-процентные доверительные интервалы коэффициентов регрессии, при коэффициенте множественной корреляции, равном $0,853^{\pm0,06}$, что позволило численно оценить существенность факторов и коэффициенты чувствительности к их изменениям.

Функции чувствительности $\partial P / \partial X_i$ по факторам определены как частные производные функции P(Y < y) нескольких переменных [2].

Существенность влияния статистических параметров нагруженности (< $X > \mu D_x$ математическое ожидание и дисперсия нагружения) и диаграммы усталости ($m_\rho \mu D_\rho$ математическое ожидание и дисперсия предела выносливости) на вероятность разрушения (в логарифмических координатах) различная: коэффициенты детерминации (r_{li}^2 , %, где r_{li} коэффициент частной корреляции) находятся в порядке понижения - $r_{m_\rho}^2 = 56,6$, $r_{<X>}^2 = 32,1$, $r_{D_X}^2 =$ 24,7 и $r_{D_\rho}^2 = 1,34$, т.е. в наибольшей степени вариация вероятности разрушения P объясняется изменением математических ожиданий предела выносливости m_ρ и нагрузки < X > .Чувствительность P наибольшая к $m_\rho - |\partial P/\partial m_\rho|$, на два порядка превышающая остальные параметры в области меньших абсолютных величин m_ρ и < X >, и минимальная - к D_X и D_ρ (см. рис.).

Эти факты дают основания сделать два вывода:

1) точность в определении ресурса и обеспечении максимального приближения



Рис. Изменение функций чувствительности вероятности разрушения P(Y<y) к статистическим параметрам нагружённости и усталостных свойств: $1 - \frac{\partial P}{\partial m_{\mu}}$; $2 - \frac{\partial P}{\partial < x^{>}}$; $3 - \frac{\partial P}{\partial D_{x}}$; $4 - \frac{\partial P}{\partial D_{\rho}}$.

прогнозируемой величины к действительной в большой мере зависит от точности математического ожидания реального спектра нагруженности, при функция том чувствительности $\partial P/\partial < X >$ повышается с ростом величины $< X > \mu$ становится превалирующей, почти на порядок превышающей все остальные (см. рис.). Поэтому прогнозирование pecypca ответственных деталей и конструкций и его повышение должны сопровождаться функционированием информационно измерительных или диагностических систем (мониторингом), ибо практически невозможно достичь высоких достоверности и точности теоретических расчетов параметров нагружённости в условиях непрерывно изменяющегося технологического шума;

так как в предложенной форме
математической модели случайной

долговечности чувствительность P снижается при увеличении статистических параметров кривой усталости и особенно мала к их дисперсии, то повысить ее можно за счет увеличения объема информации, характеризующей полную вероятностную диаграмму усталости. Например, принимаемый ранее детерминированным показатель степени в уравнении левой ветви кривой усталости (см.[1]) целесообразно рассматривать как случайную величину, тем более его коэффициент вариации изменяется для исследованных нами марок сталей в диапазоне $21\div30\%$ [1], и при расчёте функции Y необходимо учитывать и плотность вероятности этой величины.

Итак, учитывая выявленный характер существенности факторов и чувствительности, можно отметить, что предложенная модель случайной долговечности [1] при надежных исходных данных, достаточно достоверно, в среднем, прогнозирует математическое ожидание долговечности и менее точно – вероятность разрушения и ресурс, а достижение их высокой точности требует адекватной точности в определении статистических параметров спектра нагружения и вероятностной диаграммы усталости.

Предложенные статистические методы оценки долговечности и надежности оборудования тяжелого машиностроения могут быть рекомендованы к применению в расчетной практике при проектировании, а также для прогнозирования срока службы несущих деталей. Применение корреляционной функции, как статистической характеристики случайного процесса нагружения [1], позволяет отказаться от различных методов схематизации внешних нагрузок, как инженерных попыток свести к детерминированному описанию реальный случайный процесс нагружения, и значительно повысить точность и надежность расчетных величин усталостной долговечности. Созданная методология позволяют сформулировать требования к параметрам технологического процесса, к свойствам материала и технологии изготовления деталей, а также к нагруженности и условиям эксплуатации оборудования, обеспечивающим их заданный ресурс.

1. Поляков Б.Н. Повышение качества технологий и долговечности оборудования прокатных станов. Екатеринбург: Изд - во Урал. гос. проф.- пед. ун - та, 1994. Ч.2. 192 с.

2.Городецкий В.И., Захарин Ф.М., Розенвассер Е.Н., Юсупов Р.М. Методы теории чувствительности в автоматическом управлении. Л.: "Энергия". 1971г. 345 с.



СВАРКА ВЗРЫВОМ ВЫСОКОПРОЧНЫЙ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ Рихтер Д.В¹, Савельев А.С², Первухина О.Л¹, Первухин Л.Б¹ ¹ ИСМАН РАН; ² ГТУ МИСиС dima rihter@mail.ru

WELDING BY EXPLOSION HIGH-STRENGTH STELL WITH USE OF AN INTERMEDIATE LAYER Richter D.V¹, Savelyev A.S², Pervukhin L.B.¹, Pervukhina O.L¹ ¹ISMAN; ²MISiS dima_rihter@mail.ru

Annotation.

One of most complicated of explosion welding process is production of stable high strength of join thick sheet heterogeneous materials. The analysis of the published domestic and foreign data ours experiments results has indicated that cracks and destructions of prime backer and basic layers, discontinuity low boundary steels are formed at manufacture (high-strength steel + tool steel) by explosion welding.

The preliminary heating and the generator of shock-compressed gas, allows used of reducing quantity of defects considerably, but they does not exclude completely. It is caused by structural features used steels and bad welding with each other.

In work it is offered to use the combined technology of production of the bimetal, including by explosion welding and welding by a method hot batch rolling.

Одной из наиболее сложных задач процесса сварки взрывом является получение стабильной высокой прочности соединения толстолистовых разнородных материалов. Особенно это характерно при сварке взрывом металлов с резко различающимися физико-механическими свойствами, таких как высокопрочные и инструментальные стали.

При проведении исследований в качестве модельных представителей были приняты следующие типы сталей: модифицированные инструментальные стали типа 9XC; низколегированные высокопрочные стали типа 40XCHM.

Анализ опубликованных отечественных и зарубежных данных, а также результаты первых экспериментов по принятой для сварки взрывом сталей технологии показал, что при сварке взрывом данных типов сталей образуются сквозные трещины и разрушения плакирующего и основного слоёв, микронесплошности на границе раздела. Предварительный подогрев и использование генератора ударно-сжатого газа, позволяет значительно уменьшить количество дефектов, но полностью их не исключает. Это вызвано структурными особенностями используемых сталей, плохой свариваемостью друг с другом.

Метод горячей пакетной прокатки высокопрочных и инструментальных сталей также имеет существенные недостатки, связанные в основном со сложностью изготовления пакета из данных типов сталей.

В работе предлагается использовать комбинированную технологию получения биметалла, включающую в себя сварку взрывом и сварку методом горячей пакетной прокаткой. Перед сборкой пакета под горячую прокатку производится плакирование сваркой взрывом свариваемых поверхностей сталью Ст.3. Применение промежуточного слоя из Ст.3 имеет следующие преимущества: она хорошо сваривается сваркой взрывом с данными типами сталей и облегчает сварку пакета при горячей прокатке так как соединение осуществляется между промежуточными слоями из низкоуглеродистой стали (Ст.3 + Ст.3).

После горячей прокатки образцы были подвергнуты ультразвуковой дефектоскопии и вырезаны темплеты для проведения комплексного аналитического исследования, которое включало в себя: оптическую металлографию, электронную микроскопию, испытание прочности соединения (отрыв, изгиб, сдвиг). Результаты исследований показали отсутствие дефектов в полученном композиционном материале, зона соединения сталей имеет характерную волнообразную структуру, прочность соединения на отрыв составляет 380-420 МПа, прочность на срез 250-280 МПа, угол изгиба 120°. На основании полученных результатов было установлено, что сварка комбинированным способом перспективна для получения биметаллов из данных типов сталей.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН РАЗГАРА НА РАБОЧИХ ВАЛКАХ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Русаков А.Д.¹, Трайно А.И.¹, Торопов С.С.², Смирнов В.С.

¹ - Российская Федерация, Учреждение академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, rusakovel@rambler.ru ² – Российская Федерация ОАО «Северсталь»

RESEARCH OF LAW OF FORMATION OF CRACKS OF WORKS ROLL'S OF HOT PLATE ROLLING

Rusakov A., Traino A., Toropov S., Smirnov V.

On the basis of researches of wear process of works rolls continuous of hot mill 2000 with an active layer from indefinite and high chromic iron are phenomenology of process of formation of cracks of a heat under influence of cyclic thermal Mechanical loading is installed.

Общеизвестно, что значимой составляющей механохимического изнашивания является окислительное изнашивание в процессе деформации тонких поверхностных слоев и термически активируемого взаимодействия деформированных слоев между собой и агрессивными компонентами внешней среды. Окисление поверхности валка способствует увеличению коэффициента трения и интенсификации изнашивания. Возникающая «сетка разгара» ухудшает теплоотвод с рабочей поверхности валка, что также увеличивает износ инструмента. Размер трещин увеличивается при попадании прокатываемого металла в полость трещин. На стойкость валков влияет способ их охлаждения и состав охлаждающей жидкости. При попадании охлаждающей жидкости, основу которой составляет вода, на прокатываемый металл, происходит интенсивное парообразование, что способствует повышенному износу и разрушению рабочего слоя валка горячей прокатки [1, 2, 3].

Провели исследования по установлению зависимости глубины распространения трещин разгара и характера разрушения поверхности бочки от остаточной толщины активного слоя на валках увеличенного диаметра.

Возникновение и глубину трещин на валках определяли магнитопорошковым методом контроля на шлифовальном станке. Фиксировали данные по зависимостям:

- глубины сетки разгара от толщины активного слоя бочки экспериментальных валков увеличенного диаметра;

- образование сетки разгара от продолжительности кампании (количества прокатанного металла).

Установили, что во всех случаях работы экспериментальных валков с увеличенным до 830 мм диаметром бочки, возникновение сетки разгара наблюдалось при переходе валков из 12-й клети и эксплуатации их в 9 – 10 клети. С помощью регрессионного анализа определили аналитические зависимости возникновения трещин разгара от количества прокатанного металла в км (см. Рис.).

Уравнение линейной регрессии по возникновению трещин разгара в зависимости от количества прокатанного металла (км) и диаметра бочки индефинитного (*CIN-N-80*) валка

увеличенного диаметра имеет вид:

$$Q = -128, 15 \cdot D_{\delta} + 102851; (1)$$

где: Q – количество прокатанного металла, км, D_{δ} – диаметр бочки валка, мм.

Для данного случая достоверность аппроксимации R² составила величину – 0,9942.

Аналогичное уравнение для валка с бочкой из высокохромистого чугуна *CCr-N-72* имеет вид:

$$Q = -124,02 \cdot D_{\delta} + 103708; (2)$$

где: Q – количество прокатанного металла, км, D_{δ} – диаметр бочки валка, мм.



Рис.

Зависимости возникновения трещин разгара от количества прокатанного металла и диаметра валков: верху – валок с бочкой увеличенного диаметра активного слоя из индефинита (*CIN-N-80*); внизу - с бочкой увеличенного диаметра активного слоя из высокохромистого чугуна *CCr-N-72*

Библиография

1. Шахтер С.Я., Шварцер А.Я. Наплавка деталей металлургического оборудования. - М.: Металлургия. 1981. с.142-147.

2. Повышение работоспособности инструмента горячего деформирования. Толстов И.А., Пряхин А.В., Николаев В.А. :М Металлургия, 1990, 143 с.

3. Прочность прокатных валков/ П.И. Полухин, В.А. Николаев, В.П. Полухин, Н.М. Толпеева. - Алма-Ата. Наука. 1984. - 295 с.

ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МЕДНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ВОЛОКНОВЫХ ЗАГОТОВОК Рябичева Л.А.

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

THE PRODUCTION TECHNOLOGY OF COPPER DETAILS FROM FIBROUS BILLETS Ryabicheva L.A.

The production technology of copper details from fibrous billets obtained from wastes of copper current conductors has presented. The hot direct extrusion of initial pressing has been investigated. The high hydrostatic pressure in the center of deformation allows receiving full consolidation of fibres in a product with high density and mechanical properties.

С развитием производства значительно растет количество отходов и лома промышленных материалов. Плавильный передел вторичных металлов и связанные с ним заготовительнотранспортные операции сопряжены с потерей части металла в процессе транспортировки, переплава и рафинирования. Недостатки традиционной технологии, особенно ощутимые при переработке дорогостоящих легированных сталей и цветных сплавов, полностью устраняются или сводятся к минимуму при переработке отходов и лома методами обработки давлением. В отличие от металлургического производства, рентабельного при большой производственной мощности, изделия можно производить при мелкосерийном производстве. Это позволяет максимально приблизить предприятие по переработке отходов к месту их образования и устранить транспортнозаготовительные потери. При переработке металлических отходов и лома методами обработки давлением сокращается число операций, снижаются затраты энергии.

В работе представлена технология получения медных прутков из волокновой шихты с механическими свойствами, соответствующими требованиям ГОСТ 1535-2006.

Волокновая шихта представляет собой волокна диаметром 0,9-1,2 мм и длиной 5-14 мм, полученные из отходов проводников тока. Из шихты получали волокновые заготовки, имеющие сферический компенсатор на переднем торце и впадину на заднем торце, плотностью 8,62-8,75 г/см³ для горячего прямого выдавливания (рис. 1).



Рис. 1. Заготовка для выдавливания прутка из волокновой шихты

При расчете размеров заготовки принимали ее плотность 8,62 г/см³. Находили объем и массу заготовки по массе прутка, принимая потери на подрезку торцов 0,3. Диаметр заготовки определяли, учитывая ее термическое расширение при нагреве и возможность обеспечения зазора для ее свободной загрузки в контейнер матрицы. Зная диаметр и объем заготовки, рассчитывали высоту. Исходя из экспериментальных исследований, коэффициент вытяжки при выдавливании составлял $\lambda = 16,8$. Отличительной особенностью технологии является использование матрицы с выпукловогнутой образующей, что позволило повысить гидростатическое давление до 1350 МПа. В результате получена полная консолидация волокон в исходной прессовке.

Распределение гидростатического давления по сечению заготовки зависит от коэффициента вытяжки (рис. 2а). Чем больше коэффициент вытяжки, тем больше гидростатическое давление. Рост гидростатического давления влияет на консолидацию волокон. Существование градиента дополнительных напряжений, растягивающих у стенок матрицы и сжимающих во внутренних слоях металла, приводит к сложному характеру изменения гидростатического давления по сечению заготовки. Наличие растягивающих деформаций в центральной части заготовки обеспечивает

большую величину интенсивности деформаций, причиной уменьшения которой к стенкам матрицы является трение (рис. 26).

Спекание выполняли в среде синтез-газа при температуре 920±10°С. На поверхность заготовки наносили смазку, состоящую из графита и машинного масла. Выдавливание осуществляли при этой же температуре в обогреваемом штампе на винтовом прессе силой 1600 кН. Температура подогрева штампа составляет 400°С.



Оценка прочности полученного материала выполнена путем сравнения интенсивности касательных напряжений с критическим напряжением сдвига $\tau_{\kappa p}$, определяемым по формуле:

$$\tau_{\kappa p} = \frac{\sigma_m}{\sqrt{3}}$$

где σ_m - предел текучести материала при данных температурно-скоростных условиях.

С ростом коэффициента вытяжки интенсивность касательных напряжений увеличивается (рис. 3). Однако только при коэффициенте вытяжки $\lambda = 16,8$ получена прочность материала выше теоретической, которая по всему сечению прутка имеет практически постоянную величину.



Рис. 3. Интенсивность касательных напряжений: 1 - λ = 3,6; 2 - λ = 7,3; 3 - λ = 16,8; 4 - критическое напряжение сдвига

Получены прутки без дефектов плотностью 8,88-8,91 г/см³. Механические свойства изучали испытанием на растяжение. После деформирования при $\lambda = 16,8$ предел прочности у меди достигает 500 МПа, предел текучести 380 МПа. Относительное удлинение 8,2%, относительное сужение 51%, твердость 108 НВ. Отжиг снижает прочностные свойства меди. Пластичность после отжига увеличивается незначительно. Уровень свойств меди, полученной выдавливанием волокновых заготовок при температуре 920°С и коэффициенте вытяжки 16,8, соответствует свойствам меди марки М1 и требованиям стандарта на прутковую медь. Диаметр прутков – 5,8–6,0 мм при допустимом отклонении на тянутые прутки нормальной точности диаметром 6,0 мм по ГОСТ 1535-2006 – 0,12 мм.

По аналогичной технологии из волокновой шихты получены медные трубки, которые использованы для изготовления деталей электротехнической промышленности.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ДЛИННОМЕРНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СТЕРЖНЕЙ Сайков И.В., Первухина О. Л., Первухин Л.Б.

Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, revan.84@mail.ru

FEATURES OF THE DEFORMATION OF TITANIUM WITH EXPLOSIVE WELDING OF THE LENGTHY CYLINDRICAL RODS Saykov I. V., Pervukhina O. L., Pervukhin L. B.

Extended current-carrying items of Cu+Ti clad in the length of exceeding 10 diameters (l > 1000 mm, d=30mm) are required for devices of the chemical industry. Manufacture of the items by explosive welding there are following problems: instability of process at length more than five diameters; occurrence of cracks in a clad layer; formation of intermetallic structure in the bond.

Therefore deformation structure features of the titanium determined as a crystal lattice type and welding gap size, and influence of thermodynamic conditions ahead of the contact point during explosive welding are investigated. Laws of structure change on section of samples are revealed. Critical parameters of occurrence of various structures and optimum size of welding gap are certain. On the basis of the researches the technology is developed also preparations for current-carrying items by length 1000 mm are received. 100 % continuity of join it is confirmed by the ultrasonic control and the structures analysis.

При сварке взрывом титана по мере удаления от начала процесса качество соединения падает, это создает дополнительные трудности при плакировании им длинномерных цилиндрических изделий. В околошовной зоне титана наблюдаются множественные искажения структуры, вызванные фазовыми превращениями, а также характерные специфические полосы, идущие от вершины волн в глубь металла под некоторым углом. В зависимости от режима соударения они могут иметь различную протяженность, наклон к границе раздела, ширину и иногда переходить в трещины [1].

Для решения указанных проблем необходимо изучить особенности деформации титана, определяемые величиной сварочного зазора и влияние термодинамических условий впереди точки контакта в процессе сварки взрывом.

В работах [2,3] было показано, что при высокоскоростном нагружении, с ростом деформации в титане появляется неустойчивость пластического течения на макроуровне в виде адиабатических полос локализации пластической деформации. При выборе величины сварочного зазора следует исключить условия возникновения локализации деформации в титане и образование трещин. Для решения этой задачи изучен процесс деформации титанового цилиндра при взрывном нагружении.

Определены критические параметры появления неустойчивости пластического течения в зависимости от величины деформации. Показано, что формирование структуры титана в процессе высокоскоростных деформаций определяется процессами двойникования. Двойникование развивается на ранних стадиях деформации по всем запускаемым системам двойникования, что приводит к фрагментации структуры. В связи с малым числом систем двойникования существует предельная наполняемость материала двойниками с ростом деформации, после которой релаксация энергии осуществляется образованием полос адиабатического сдвига и трещинообразованием.

В микроструктуре образцов также наблюдаются особенности, обусловленные столкновениями внутренней полости с центральным стержнем, выраженные в появлении тонкой полосы расплава в окрестности внутренней полости нагружаемого цилиндра. Тепло, выделенное при соударении, приводит к созданию микрозернистой структуры по границам внутренней полости в толщине слоя, определяемого величиной зазора между нагружаемым цилиндром и центральным стержнем. Образование слоя микрозернистой структуры связано с явлением динамической рекристаллизации и определило существенную разницу в характере трещинообразования в цилиндрах. Это обусловлено, очевидно, тем, что волны разрежения приходят из центра коллапса к внутренней полости цилиндра, находящейся при достаточно высокой температуре и, следовательно, в более пластичном состоянии. Кроме того, тепловое влияние от столкновения приводит к изменению структуры полос, наблюдается увеличение их ширины и исчезновение оплавленной зоны в их центре. Все это уменьшает эффективность полос, как концентраторов напряжения, и предотвращает катастрофическое раскрытие трещин по ним. Кроме этого не исключена возможность сверхпластического состояния титана в момент прихода волн разрежения, определенного фазовым переходом.

Приведенные результаты исследования показывают, что локализация инициируется на стадии затекания материала в полость, и для того чтобы исключить ее появление нужно обеспечить условия

сверхпластичности в поверхностном слое. Поэтому при разработке технологии нужно принять меры, чтобы приповерхностный слой имел достаточную температуру.

Вследствие прогрева ударно-сжатым газом поверхностных слоев металлов при сварке взрывом увеличиваются температура частиц титана, скорость реакции и тепловыделение на поверхности частиц. Возрастает количество частиц в сварочном зазоре, количество отдельных циклов горения. Это приводит к инициированию взрывоподобного режима горения за счет растворенных газов в объеме ударно-сжатого газа, резкому повышению температуры в сварочном зазоре. Повышение температуры в сварочном зазоре приводит к расплавлению поверхностных слоев титана и нарушению условий сварки взрывом. Для предотвращения горения титана в заборе было предложено использование инертного газа.

На основании проведенных исследований разработали схему плакирования взрывом длинномерных цилиндрических изделий. Медный стержень (диметр 25 мм, длина 1000 мм) плакировали титановой трубой (толщина стенки 2,5 мм) методом сварки взрывом. Сварочный зазор обеспечивался конструкцией верхней и нижней крышек. Величина зазора обеспечивала величину деформации, не приводящую к появлению полос локализованного сдвига. Для обеспечения стабильности механических свойств соединения и исключения горения титана воздух в зазоре был замещен на инертный защитный газ. С обоих концов сборки были оставлены участки нависаний (титановая труба без медного стержня).

В результате получена заготовка для токоподвода длиной 1000 мм, характерное отношение длины к диаметру более 33. 100% сплошность соединения подтверждена ультразвуковым контролем. Максимальные значения конечных деформаций титановой трубки составили: на участке плакирования – 0,1, на участке нависаний – 0,6.

Исследования микроструктуры показало, что используемая величина сварочного зазора, обеспечивает прохождение деформации на микроуровне, без возникновения полос локализованного сдвига на всей длине заготовки. Образования интерметаллидов меди и титана в околошовной зоне не обнаружено.

Как видно из рисунка 1 деформация титана в начале и в конце процесса происходила по различным механизмам.



Рисунок 1 – Концевые области после сварки взрывом в начале (слева) и в конце процесса (справа) В верхнем нависании в процессе обжатия трубы материал разделялся на сегменты, ограниченные полосами локализованного сдвига с раскрытием трещин. В нижнем нависании деформация титана происходила по механизму сверхпластичности, что обусловлено нагревом титана ударно-сжатым газом в процессе сварки до температур 650-900°C [4] и подавлением процесса локализации в приграничном слое.

Литература:

1. Дерибас А. А., Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск: Наука, 1980.– 220 с. 2. Бондарь М.П., Первухина О.Л., Нестеренко В.Ф., Лукьянов Я.Л. Особенности развития структуры титана при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров.//Физика горения и взрыва. – 1998.– Т.34.– .№ 5.– С.122–129.

3. Бондарь М.П., Первухина О.Л. Зависимость структуры титана, формирующейся при высокоскоростном нагружении, от его исходного состояния.//Физика горения и взрыва.– 2000.– Т.36.– № 2. – С. 110–121.

4. Кайбышев О. А., Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984.–264 с.

К ВОПРОСУ СОВМЕЩЕНИЯ В ОДНОМ МАТЕРИАЛЕ МЕТАЛЛА И КЕРАМИКИ КОМБИНИРОВАНИЕМ МЕТОДОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Сайков И. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л.

Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, revan.84@mail.ru

THE JUNCTION OF METAL AND CERAMICS BY METHODS OF EXPLOSIVE WELDING AND THERMOCHEMICAL SYNTHESIS

Saykov I. V., Pervukhina O. L., Pervukhin L. B.

Connection in the same material of metal and ceramics is a difficult technological problem in view of essential difference mechanical and thermalphysic properties. But such materials are interesting for the some industry. There is a problem of introduction of a ceramic layer in metal. For the decision of this problem to use combination of explosive welding technologies with SHS technology is perspective. Explosive welding provides reliable join of metals, press-fitting and hermetic sealing of layer SHS-mixture in metal. SHS allows fabricating a ceramic layer in a material metal-ceramics-metal. The technique of overlapping of explosive welding with compaction SHS-mixture has been developed.

As a result of heat treatment the structure with in regular intervals allocated TiC grains into a metal matrix is received. High adhesion of layers due to introduction of SHS products in steel is received. The experiments show a basic opportunity of making by the combined method (explosive welding +SHS) layered ceramic-metal materials.

Совмещение металла и керамики в одном материале является трудной технологической задачей ввиду существенного отличия механических и теплофизических свойств. Но такие материалы представляют интерес для ряда областей промышленности. Для решения этой задачи перспективно использовать технологии сварки и обжатия взрывом в комбинации с технологией СВС (самораспространяющимся высокотемпературным синтезом). Сварка взрывом обеспечивает надежное соединение металлов, запрессовку и герметизацию слоя СВС-шихты в металле. Процесс СВС позволяет получить керамический слой в материале металл-керамика-металл.

Была разработана схема по герметизации СВС-шихты в металле сваркой взрывом (рисунок 1).



Рисунок 1 – Схема экспериментов по герметизации СВС-шихты в металле сваркой взрывом

Стальную основу плакировали сваркой взрывом с одновременной герметизацией и компактированием СВС-шихты. В качестве шихты использовалась система на основе Ti+C с добавкой Ni. Полученный образец представлен на рисунке 2.



Рисунок 2 – Образец после сварки взрывом

Инициирования термохимического синтеза на штатном режиме сварки не происходит ввиду относительно слабого давления и скорости метаемой пластины. Образец был подвергнут высокотемпературной термообработке до 1100°С с целью инициирования реакции. В результате синтеза в шихте получен компактный карбид титана.

Подобные эксперименты были проведены в цилиндрической ампуле сохранения (рисунок 3). Режим взрывного компактирования был подобран таким образом, чтобы обеспечить только прессование шихты без инициирования CBC.



Рисунок 3 – Схема экспериментов с цилиндрической ампулой сохранения

После взрывного обжатия образцы подвергались обжигу в печи или с помощью ленты термохимической ЛТХ-100 до температур 850-1500°С.

В результате обжига получена структура с распределенными зернами карбида титана в металлической матрице (рисунок 4). Сама матрица представляет собой железоникелевый сплав с ярко выраженным градиентом по составу. В области границы контакта преобладает железо, по мере удаления от нее увеличивает содержание никеля. Таким образом, получена высокая адгезия слоев за счет взаимного внедрения продуктов СВС и стали.



Рисунок 4 – Микроструктура продукта реакции СВС (слева), распределение никеля (белый цвет) по сечению продукта реакции (справа)

Проведенные эксперименты показывают принципиальную возможность получения комбинированным методом сварка (обжатие) взрывом и СВС слоистых металлокерамических материалов.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Семенова Л.М.¹, Кобцева И.В.¹, Бахрачева Ю. С².

¹Россия, Волгоград, Волгоградский государственный технический университет ²Россия, Волгоград, НОУ ВПО «Волгоградский институт бизнеса» <u>JBakhracheva@yandex.ru</u>

> INFLUENCE OF THERMOCYCLIC PROCESSING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE STEEL Semenjva L.M., Kobceva I.V., Bakhracheva J.S.

Mechanical properties of steel 35X, subjected thermocyclic to processing were investigated. Correlation between characteristics of impact strength and statistical parameters of dispersion of values of microhardness is established.

Исследовались механические свойства стали 35Х, подвергнутой термоциклической обработке. Установлена корреляция между характеристиками ударной вязкости и статистическими параметрами рассеяния значений микротвердости.

Целью данной работы было выяснение, каким образом структурная неоднородность влияет на склонность материала к хрупкому разрушению. Объектом исследования служила сталь 35Х. Варьирование микроструктуры, а следовательно и механических свойств осуществлялось термоциклической обработкой. При выборе материала руководствовались двумя особенностями малолегированной стали, содержащей небольшое количество углерода: медленным темпом изменения свойств с увеличением числа циклов и широкой областью применения этих сталей в отечественной промышленности.

Изучалось влияние числа циклов на твердость, ударную вязкость после закалки с верхней границы цикла и микроструктуру при нижней границе цикла.

Полученные результаты сравнивались с результатами образцов, обработанных по традиционной технологии (нагрев до 850°С, выдержка при этой температуре 30 минут с последующей закалкой в воде. После закалки проводился низкий отпуск в течение двух часов.)

В структуре закаленных образцов существенных различий не было обнаружено. Учитывая, что свойства неравновесного мартенсита зависят от степени фазового наклепа исходного аустенита, были исследованы образцы после охлаждения в воде с нижней температурной границы цикла. Во всех исследованных режимах не было обнаружено мартенсита. Следовательно, при нижней температурной границе цикла произошел полный распад аустенита на феррито-цементитную смесь и по типу этой структуры можно косвенно оценить однородность аустенита.

Установлено, что в зависимости от числа циклов твердость и ударная вязкость изменялись в широких пределах. Выявлены максимальные значения твердости после закалки с пяти, восьми и десяти циклов и ударной вязкости после четырех и десяти циклов. Изменения твердости и ударной вязкости имеют явно выраженный волновой характер.

Обнаружено, что ударная вязкость проявляет себя структурно зависимой от однородности аустенита, полученного перед охлаждением на мартенсит. При малом значении ударной вязкости (3 цикла, 75 Дж/см²) после охлаждения аустенита с нижней температурной границы получена структура неравномерная и неоднородная, состоящая из пяти составляющих: мелкие зерна феррита, перлита, выделения цементита внутри ферритных зерен, большое количество троостита и на этом фоне видны крупные ферритные зерна в виде разорванной сетки, возможно, по границам бывших аустенитных зерен. При высоких значениях ударной вязкости (10 циклов, 90 Дж/см²) обнаружен разнозернистый феррит, равномерно распределенный по полю шлифа, сорбит и троостит, участки которого значительно уменьшились.

После традиционной обработки, состоящей из нагрева до 850 °C и выдержки в течении 30 минут, выявлено наиболее высокое значение твердости мартенсита, составляющее 55 HRC при ударной вязкости 68 Дж/см². Можно предположить, что первое стационарное состояние системы при циклировании металла получено после четырех циклов. Оно характеризуется повышением ударной вязкости по сравнению с традиционной и повышением твердости после падения в третьем цикле. Следующее стационарное состояние достигнуто после десятого цикла, когда достигнуты одновременно высокие значения ударной вязкости и твердости (90 Дж/см² и 52 HRC).

Результаты экспериментов показали, что повышение твердости не всегда совпадает со снижением ударной вязкости стали. Постепенное повышение твердости от цикла к циклу сопровождается резкими изменениями ударной вязкости. Анализ изменений твердости и ударной вязкости позволяют считать, что не только изменение твердости отражается на значениях ударной вязкости.

Отсутствие выдержки при температуре аустенитизации должно проявляться в увеличении неоднородности и неравновесности аустенита по параметрам структуры, по химическому составу и по распределению дефектов кристаллического строения, что обуславливает локализацию пластической деформации и требует применения статистической оценки характеристик аустенита, находящегося в неравновесном состоянии.

В связи с тем, что изменения в неравновесных системах происходят в локальных объемах, было изучено распределение микротвердости. Микротвердость определялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 100 г. На каждом шлифе было выполнено по 100 замеров.

Распределение микротвердости показало, что имеются различия в максимальных значениях, интервале наиболее часто встречающихся значений и общем интервале значений. Во втором полуцикле максимальная микротвердость составляет 978 Нµ, интервал значений лежит в области 583 – 978Нµ. Общий размах составляет 395 Нµ. В третьем полуцикле максимальная микротвердость уменьшается и составляет 709 Ни. Можно предположить, что присутствие локальных участков с высокой твердостью во втором полуцикле связано с тем, что в них имеются участки с высокой плотностью дефектов кристаллического строения, вызванные фазовым наклепом в этом цикле, обусловленные неоднородностью аустенита. В третьем полуцикле участков с высокой твердостью не обнаружено, что свидетельствует о развитии процессов релаксации. Сохранение размаха микротвердости в третьем полуцикле по сравнению со вторым полуциклом предполагает, что существенно уменьшается неоднородность аустенита. В четвертом полуцикле максимальное значение микротвердости составляет 824 Hµ, что значительно выше, чем в третьем, но ниже, чем во втором полуциклах. Размах составляет 142 Hµ. Максимальные значения микротвердости этого интервала больше, чем в третьем полуцикле. Остальные измерения расположены как в сторону уменьшения, так и в сторону увеличения микротвердости. Можно считать, что распределение микротвердости стало более пологим и более симметричным, чем в предыдущих циклах. В четвертом полуцикле размах несколько уменьшился по сравнению со вторым и третьем полуциклами, что свидетельствует о некотором повышении однородности аустенита. В пятом полуцикле среднее значение микротвердости составляет 604 Нц. общий интервал значений 390 – 824 Нц. Размах значений составляет 434 Нµ.

В качестве информационных признаков состояния материала, т.е. степени его поврежденности, принимаются не абсолютные значения твердости, а параметры их рассеяния при массовых измерениях. Поэтому об изменении структурного состояния материала, а именно о его деградации в заданных условиях работы можно судить по степени рассеяния характеристик механических свойств [1]. В качестве параметра рассеяния принят коэффициент гомогенности т Вейбулла, который рассчитывается по формуле Гумбеля. Применительно к испытаниям на микротвердость получим

$$m = 0,4343d_n \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n \left(\lg H_i - \lg \overline{H} \right)^2 \right]^{-0}$$

где параметр d_n определяют по количеству n измерений; H_i – значения твердости по результатам i-го измерения; $\lg \overline{H}$ - среднее значение логарифма твердости по результатам n измерений.

Таким образом, можно судить о подобии кинетики накопления повреждений в процессе разрушения материала при испытании на микротвердость и ударную вязкость, а также об адекватности соответствующих моделей структурных трансформаций в локальных зонах в вершине трещины. Следовательно, изменяя режимы термоциклической обработки возможно получение сталей с оптимальным комплексом механических свойств.

Список использованных источников

1. Лебедев А.А., Швец В.П. Оценка поврежденности конструкционных сталей по параметрам рассеяния характеристик твердости материалов в нагруженном и разгруженном состояниях // Проблемы прочности. – 2008. - № 3. – С. 29 – 37.

ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК НА ЛИТЕЙНО-КОВОЧНОМ МОДУЛЕ Скляр С. Ю., Черномас В. В., Ловизин Н. С.

Российская Федерация, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, mail@imim.ru

PROCESS OF UNINTERRUPTEDLY-CASTED BLANKS PRODUCTION IN CASTING-FORGING MODULE

Sklyar S. J., Chernomas V. V., Lovizin N. S.

The process of uninterruptedly-casted blanks production in casting-forging module was viewed in this article. The data of module construction and principle of operation were presented. The experimental results of the research of forming process of aluminium blank were presented.

Разработаны совмещенный технологический процесс (СТП) и комплекс оборудования для получения непрерывнолитых деформированных заготовок (НЛДЗ). Особенностью данного процесса является то, что в одном устройстве совмещаются три технологических процесса: непрерывное литье, жидкая штамповка и горячая обработка металлов давлением. В состав комплекса оборудования входят: плавильный агрегат, заливочно-дозирующее устройство и литейно-ковочный модуль (ЛКМ) с регулируемым приводом. ЛКМ реализует идею полного совмещения процесса кристаллизации жидкого металла с его последующим деформированием в заданный профиль. Он изготавливается в виде подвижного составного кристаллизатора, плоское движение частей которого осуществляется по сложным траекториям от единого регулируемого электропривода. Стенки кристаллизатора в процессе работы ЛКМ осуществляют: отвод тепла из зоны кристаллизации; подачу металла в зону деформации; обжатие металла в заданный профиль; калибровку и выдачу профиля.

Разработаны два конструктивных варианта ЛКМ: ЛКМ с вертикальным расположением кристаллизатора и двухручьевой ЛКМ с горизонтальным расположением кристаллизатора.На рис. 1 представлен внешний вид опытно-промышленных ЛКМ вертикального и горизонтального типа.



Рис. 1. Внешний вид литейно-ковочных модулей вертикального и горизонтального типа

На установке вертикального типа были получены образцы НЛДЗ с размерами поперечного сечения 60×5мм и длиной 850мм из стали марки Ст.3сп. На установке горизонтального типа были получены образцы НЛДЗ с размерами поперечного сечения 30×6мм и длиной 2500мм из алюминия марки А99. Полученные образцы обладают мелкозернистой равномерно-распределенной по сечению образца структурой.

Разработанные устройства защищены более 100 патентами РФ, а также удостоены многочисленных наград и дипломов всероссийских и международных выставок (золотые медали выставки «Перспективные технологии XXI века» (Москва, 2004), «Архимед 2009», серебряные медали международной выставки-конгресса «Высокие Технологии. Инновации. Инвестиции», гранпри «Архимед 2009», специальный приз и медаль Международного салона «IENA-2008» (Нюрнберг, Германия).

(Работа выполнена при поддержке гранта ДВО РАН 09-І-ОЭМПУ-07 и инновационного проекта ДВО РАН 18-ИН-09.)

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКИХ ГОМОЛОГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА СТРУКТУРУ ЖИДКОШТАМПОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 Халикова Г.Р.¹, Саитова Э.Н.², Трифонов В.Г.¹, Маркушев М.В.¹

Россия, ¹Учреждение Российской Академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ²Уфимский государственный авиационный технический университет, gulnara@imsp.da.ru

INFLUENCE OF DEFORMATION ON STRUCTURE OF SQUEEZE-CAST ALUMINUM ALLOY D16 AT HIGH HOMOLOGICAL TEMPERATURE Khalikova G.R., Saitova E.N., Trifonov V.G., Markushev M.V.

Khalikova G.K., Sallova E.N., Thioliov V.G., Markushev M.V.

The effect of compression tests, performed near solidus temperature $(500...530^{\circ}\text{C})$ at the initial strain rate of 1×10^{-3} s⁻¹, on structure transformation in squeeze-cast aluminum alloy D16 is considered. It has been revealed, that polygonization and recrystallization in the alloy matrix occurs and results in partially recrystallized structure. The mean size of new grains ranges from 7 to 12 µm with their volume fraction from 14 to 10% for minimum and maximum deformation temperature, respectively. These grains are mainly formed at boundaries of initial dendrite crystals where the highest localization of deformation is observed. Under the deformation, there also occur fragmentation and solution of particles of primary intermetallic phases, leading to the reduction of their volume fraction from 6 to 4%. The structure transformations found are in a good agreement with the alloy mechanical behavior. On attaining maximum values in the initial stage of deformation, the flow stress decreases with increasing strain. The alloy softening is highest under deformation leading to deeper changes in the structure of matrix and phase composition.

Наследственное влияние литой структуры на качество деформируемых полуфабрикатов, определяемое условиями получения слитка, хорошо известно. Считается, что ускоренная кристаллизация слитка, имеющая место, например, при кристаллизации под давлением и жидкой штамповке, благодаря диспергированию структурных составляющих, благоприятно сказывается на технологических и эксплуатационных свойствах полуфабрикатов и изделий.

Целью исследования являлась оценка изменений параметров структуры матрицы, природы и распределения первичных фаз в жидкоштампованном термоупрочняемом алюминиевом сплаве, вызванных его последующей горячей деформацией вблизи температуры солидуса.

Исследования проводили на сплаве Д16 стандартного состава: Al-4,8% Cu-1,22% Mg-0,76% Mn-0,30% Si-0,29% Fe-0,13% Zn-0,06% Ti (в вес.%). Выбор сплава обусловлен его широким использованием в авиационной, автомобильной и других отраслях машиностроения. Кроме того, он обладает уникальным комплексом свойств, в том числе, благоприятным сочетанием прочности, пластичности и вязкости.

Исходная заготовка (Ø 85 мм и высотой 60 мм) была получена жидкой штамповкой на гидравлическом прессе в оснастке, нагретой до 200°С. При этом удельное давление, прикладываемое в течение 2,5 минут на кристаллизующийся расплав, составляло 210 МПа. Цилиндрические образцы (Ø12 мм и высотой 18 мм) для механических испытаний были вырезаны из центральной зоны указанной заготовки с ориентацией вдоль ее оси. Испытания на осадку со степенью деформации до 30% проводили в изотермических условиях при температурах 500, 520 и 530 ± 5°С и начальной скорости деформации 1×10⁻³ с⁻¹. Время прогрева образцов под деформацию составляло ~20 мин. Микроструктуру сплава исследовали на оптическом микроскопе (OM) «Ахіоvетt – 100А», просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) «JEM – 2000EX» и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) «JEOL JSM – 840» с системами энерго-дисперсионного и EBSD (electron backskattered diffraction) анализа.

Исследование структуры жидкоштампованной заготовки показало, что она имеет дендритную структуру со средним размером дендритных кристаллов ~1100 мкм и ячеек ~8 мкм (Рис. 1). На границах ячеек располагаются крупные частицы интерметаллидных фаз, которые идентифицированы оптической металлографией и энерго-дисперсионным анализом как фазы CuAl₂, CuMgAl₂, Cu₂(Mn,Fe)₄Al₇ и (Mn,Fe,Cu)₃SiAl₁₂. Средняя площадь удельной поверхности таких частиц составила 9 мкм² при объемной доле 8%. Электронно-микроскопические исследования тонкой структуры сплава после последующей закалки показали наличие в матрице больших скоплений геликоидальных дислокаций, свидетельствовавших о повышенной дефектности его структуры в жидкоштампованной заготовке (Рис. 1).

Полученные зависимости истинного напряжения течения от степени деформации (σ-є) при различных температурах обнаружили общность в поведении сплава. При всех исследованных температурах до степеней деформации ~3% наблюдалось резкое упрочнение сплава, а в дальнейшем,

с увеличением степени деформации, происходило его разупрочнение, причем тем сильнее, чем была ниже температура деформации. Металлографический анализ деформированных образцов позволил заключить, что одной из причин такого поведения сплава является имеющие место при испытаниях процессы полигонизации и рекристаллизации матрицы, приводящие к формированию частично рекристаллизованной структуры со средним размером новых формирующихся зерен от 7 до 12 мкм.

С помощью построения и анализа EBSD карт (Рис. 2) и деформационного рельефа на поверхности осаженных образцов сделан вывод о том, что формирование новых зерен происходило преимущественно по границам исходных дендритных кристаллов. В теле же дендритных кристаллов формировались малоугловые границы и субзерна.

Обнаружено, что осадка сплава привела к дроблению частиц первичных интерметаллидных фаз. Средняя площадь их удельной поверхности составила от 7 до 10 мкм². При этом объемная доля интерметаллидных фаз с ростом температуры деформации уменьшилась с 6 до 4%.



Рис. 1. Исходная структура жидкоштампованного сплава Д16: а – ОМ, б – СЭМ EBSD, в – ПЭМ.



Рис. 2. Микроструктура горячедеформированного при температуре 520°С сплава Д16: а – карта ориентации зерен, б – распределение по углам разориентировки, в – ПЭМ.

Сделан вывод о том, что отмеченные структурные изменения хорошо описывают кривые деформации сплава, на которых истинные напряжения течения, достигая максимального значения на начальной стадии, с увеличением степени деформации уменьшаются. При этом степень разупрочнения сплава тем больше, чем ниже температура его деформации, соответственно, чем значительнее его структурные изменения.

ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ НА ПРЕССЕ ПОШАГОВОЙ ФОРМОВКИ Шинкин В.Н.

Россия, ГТУ «Московский институт стали и сплавов», shinkin@misis.ru

THE STEEL CYLINDRIC SHELL DEFORMATION IN THE MOLDING STEP-BY-STEP PRESS Shinkin V.N.

The steel cylindrical shell deformation in the molding step-by-step press is observed. The spring coefficient, the residual radius of the shell curvature, the contact angles of the shell with the punch and the punching matrix and the length of the contact zone are obtained.

Рассмотрим процесс деформации цилиндрической стальной листовой оболочки на прессе пошаговой формовки при производстве труб большого диаметра (Рис. 1).



Рис. 1

Пусть H – глубина прогиба оболочки (обжатие), $r_{\rm n}$ – радиус пуансона, $r_{\rm M}$ – радиус матрицы (бойка), $\beta_1 r_{\rm n}$ – радиус недеформируемой цилиндрической оболочки ($\beta_1 > 1$), α_1 – угол контакта оболочки с матицами, φ_1 – угол левой и правой зон контакта пуансона и оболочки, L – расстояние между матрицами, h – толщина оболочки, $\sigma_{\rm T}$ – предел текучести, E –модуль Юнга, Π_P – модуль упрочнения при растяжении, $\Pi_{\rm C}$ – модуль упрочнения при сжатии, $\rho = r_{\rm n} + h/2$ – радиус кривизны нейтральной плоскости оболочки.

Тогда остаточный радиус кривизны оболочки ρ₀ и коэффициент пружинения оболочки β в области контакта с пуансоном равны [1]

$$\rho_{0} = \beta \rho, \quad \beta = \frac{\mu_{2}}{1 - \left[\frac{3 \rho \sigma_{T}}{h E} - \frac{4 \rho^{3} \sigma_{T}^{3}}{h^{3} E^{3}} + \frac{\rho (\Pi_{P} + \Pi_{C})}{h^{3} E} \left(\frac{h}{2 \rho} - \frac{\sigma_{T}}{E}\right) \left(h^{2} - h \rho \frac{\sigma_{T}}{E} - 2 \rho^{2} \frac{\sigma_{T}^{2}}{E^{2}}\right)\right],$$

где μ_2 – постоянный безразмерный коэффициент, учитывающий динамический эффект деформации оболочки (определяется экспериментальным путем).

Углы контактов оболочки с пуансоном и бойками α1 и φ1 равны

$$\begin{split} \phi_{10} &= \arccos\left(\frac{\left(\beta r_{n} + r_{M}\right)^{2} + r_{n}^{2}(\beta - 1)^{2} - \left(r_{n} + r_{M} - H\right)^{2} - \left(\frac{L}{2} + r_{M}\right)^{2}}{2(\beta r_{M} + r_{n}) r_{n} (\beta - 1)}\right), \\ \phi_{20} &= \arcsin\left(\frac{\left(\beta_{1}r_{n} + r_{M}\right)\sin\phi_{10}}{\sqrt{(\beta_{1}r_{n} + r_{M})^{2} - 2(\beta_{1}r_{n} + r_{M})r_{n}(\beta_{1} - 1)\cos\phi_{10} + r_{n}^{2}(\beta_{1} - 1)^{2}}}\right), \\ \phi_{1} &= -\phi_{20} + \arcsin\left(\frac{\frac{L}{2} + r_{M}}{\sqrt{(\beta_{1} r_{n} + r_{M})^{2} - 2(\beta_{1} r_{n} + r_{M})r_{n} (\beta_{1} - 1)\cos\phi_{10} + r_{n}^{2}(\beta_{1} - 1)^{2}}}\right), \end{split}$$

$$\alpha_1 = \varphi_1 + \varphi_{10} \ .$$

Угол контактной зоны и длина контактной зоны равны $\phi_k=2\phi_1$ и $l_k=2r_{\Pi}\phi_1$.

Литература

1. Шинкин В.Н. Сопротивление материалов. Простые и сложные виды деформаций в металлургии. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2008. – 307 с.

V. НОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ ПЕРСПЕКТИВНОЙ СТРУКТУРОЙ И ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

СООТНОШЕНИЕ МЕЖДУ ПРОЧНОСТЬЮ И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕМ ХОЛОДНОКАТАНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИСТОВ С ДОБАВКАМИ ЦИРКОНИЯ И СКАНДИЯ

Алабин А.Н.¹, Белов Н.А.¹, Прохоров А.Ю.², Истомин-Кастровский В.В.¹

¹ГТУ «Московский институт стали и сплавов» (МИСиС), ²ОАО «Кирскабель», nikolay-belov@yadex.ru

RELATIONSHIP BETWEEN STRENGTH AND ELECTRICAL RESISTANCE OF THE COLD ROLLED ALUMINIUM SHEETS CONTAINING ADDITIONS OF ZIRCONIUM AND SCANDIUM Alabin A.N., Belov N.A., Prokhorov F.Yu., Istomin-Kastrovskiy V.V.

The effect of Zr and Sc addition on the structure, electrical resistance and mechanical properties of the cold rolled aluminum sheets has been studied. It was shown that electrical resistance depends on zirconium and scandium content in aluminium solid solution but strength properties first of all depend on density of nano-particles of Al_3Zr phase. The parameters of optimal structure are proposed: minimum concentration of zirconium and scandium in aluminium solid solution and content of Zr (Sc) in Al_3 (Zr,Sc) nano-particles. Such structure may provide the best combination of strength, electrical resistance and thermal stability (to heating up 300 °C).

В данной работе изучали влияние циркония и скандия на механические свойства ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0,2}$ и δ) и удельное электросопротивление (ρ) холоднокатаных алюминиевых листов с целью выявления наилучшего соотношения между этими характеристиками, которые являются наиболее важными в изделиях электротехнического применения.

Основными объектами исследования были листы трех экспериментальных сплавов (№1-0,64% Zr, №2-0,30% Sc, №3-0,24% Zr+0,10% Sc, по массе), полученным из плоских слитков (15х30х180 мм), отлитых в графитовую изложницу. В качестве эталона сравнения использовали листы чистого алюминия (А99). Для выбора оптимальной температуры литья, которая должна заведомо превышать температуру ликвидуса (T_L), расчетным путем (с пользованием программы Thermo-Calc) анализировали фазовую диаграмму Al–Zr–Sc. Как видно из рис.1а, типичная для большинства промышленных алюминиевых сплавов температура (720 °C), является слишком низкой для экспериментальных композиций №1 и №3. А для сплава №1 недостаточно даже 800 °C (рис.1б), поскольку соответствующее значение T_L составляет 836 °C.



Рис.1. Изотермические сечения диаграммы Al-Zr-Sc при 720 °C (а) и 800 °C (б)

Литые слитки подвергали холодной прокатке на лабораторном стане до конечной толщины листов 0,7 мм. Слитки прокатывали по двум вариантам: 1) без промежуточного отжига (обозначение F); 2) с применением промежуточного отжига при степени обжатия 80 % по режиму 300 °C, 8 ч+450 °C, 8 ч для сплавов с цирконием и по режиму 300 °C, 8 ч для сплава № 2 (обозначение T). Листы подвергали отжигу при 300 °C при выдержке от 1 до 100 часов.

Известно, что в общем случае факторы, приводящие к упрочнению сплава, повышают значение р. Однако результаты, полученные в данной работе, показывают более сложное соотношение между р и $\sigma_{0,2}$ (рис.2). В частности, сплавы с цирконием, полученные по схеме F, демонстрируют противоположную тенденцию: снижение р при росте $\sigma_{0,2}$. Это связано с тем, что отжиг листов при 300 °C приводит к образованию упрочняющих наночастиц фазы L1₂ и сопутствующему обеднению твердого раствора (уменьшение р). В сплаве №2 распад происходит

настолько быстро, что повышенное электросопротивление наблюдается только в нагартованном листе, полученным по схеме F (верхняя точка на рис.2б), т.е. когда нагрева совсем не было.





Рис.2. Связь между пределом текучести (σ_{0,2}) и удельным электросопротивлением (р) холоднокатаных алюминиевых листов с добавками циркония и скандия:

a) Al-0,64%Zr; б) Al-0,3%Sc; в) Al-0,24%Zr-0,1%Sc

Количественную оценку наилучшего сочетания разных свойств проводили с использованием функции желательности (D), которая позволяет перевести характеристики с разными размерностями величины в безразмерные величины диапазоне от 0 до 1. Рассматривали 3 базовых свойства: 1удельное электросопротивление в исходном состоянии (ρ^{20}), 2- предел текучести в исходном состоянии ($\sigma_{0,2}^{20}$), 3- предел текучести после 1-часового отжига при 300 °C ($\sigma_{0,2}^{300}$). Результаты, приведенные в табл.1, показывают, что наибольшие значения D достигаются в сплавах с добавками циркония и скандия при реализации технологической схемы Т. В этом состоянии все три экспериментальных сплава намного превосходят чистый алюминий, поскольку термическая стабильность последнего очень низка (1-часовой нагрев листов приводит к полной рекристаллизаиции). С другой стороны, различие между экспериментальными сплавами невелико, поскольку расчетное количество упрочняющих дисперсоидов L1₂ в них примерно одинаково.

Таблица 1

Сплав	Схема	ρ^{20} , мкОм·мм·	σ₀,2, МПа	σ _{0,2} ³⁰⁰ , ΜΠa	D	d 1	d2	d3
A99	F	27,2	128	13	0,26	0,75	0,33	0,07
0,64%Zr	F	36,6	147	150	0,07	0,00	0,39	0,47
	Т	30,2	212	200	0,55	0,46	0,59	0,62
0,3%Sc	F	33,5	155	245	0,31	0,10	0,42	0,73
	Т	29,7	235	231	0,62	0,52	0,66	0,69
0,24%Zr+0,10%Sc	F	33,2	153	163	0,30	0,12	0,41	0,51
	Т	28,9	189	171	0,56	0,61	0,53	0,53
Реперные точки		31	140	120	0,37			
		28	250	230	0,7			

Формирование функции желательности экспериментальных сплавов

АНАЛИЗ ТРЕБОВАНИЙ, ПРЕДЪЯВЛЯЕМЫХ К АВТОМОБИЛЬНОЙ СТАЛИ Алексеев В.И., Иводитов В.А*., Перкас М.М., Шелест А.Е., Шефтель Е.Н., Юсупов В.С. РФ, ИМЕТ РАН, yusupov@aport2000.ru.

* Канада, Midland Metals International Inc.

THE ANALYSIS OF THE REQUIREMENTS TO THE AUTOMOTIVE STEEL Alexeev V.I., Ivoditov V.A, Perkas M.M., Shelest A.E., Sheftel E.N., Yusupov V.S.

The main requirements to the automotive steels are analyzing. The set of the mechanical, technological and special properties of the automotive steels to estimate its quality from the point of view of above mentioned requirements was determined.

Анализируется применение стали разных марок в автомобилестроении. Основное внимание уделено сортаменту плоской стали, производимой металлургической промышленностью в виде листов и лент. Плоская сталь может быть горячекатаной и холоднокатаной в зависимости от толщины полуфабриката. Сортамент этих видов проката должен соответствовать определённым стандартам. Требования к автомобильной стали определяются её функциональным назначением в конструкции автомобиля и технологическими особенностями получения конкретных конструктивных элементов.

Плоская сталь и получаемые из неё штампованные полуфабрикаты, гнутые профили и трубы широко используются в конструкции автомобиля. Из них изготовляются: панели кузова; элементы каркаса; элементы безопасности; карданные валы; колеса; топливные баки; выхлопные трубы.

Исходя из условий эксплуатации и особенностей получения отдельных конструктивных элементов автомобиля и технологии их сборки, можно сформулировать следующие *общие требования к автомобильной стали*:

- сопротивление эксплуатационным деформациям и разрушающим нагрузкам;
- возможность качественного соединения отдельных элементов;
- технологичность в операциях листовой штамповки;
- стойкость к воздействиям окружающей среды;
- ремонтопригодность элементов конструкций.

Рассматриваются требования к автомобильной стали, определяемые условиями изготовления и эксплуатации конкретных элементов автомобиля:

- наружные облицовочные панели;
- элементы каркаса;
- элементы системы безопасности;
- ходовая часть;
- топливные баки;
- выхлопные трубы.

Определена совокупность механических, технологических и специальных свойств и характеристик автомобильной стали для оценки её качества с точки зрения сформулированных выше требований.

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ПРОЧНОСТЬ ХОЛОДНОКАТАНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИСТОВ, СОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦЫ ФАЗЫ Al₃Zr Белов Н.А.¹, Алабин А.Н.¹, Прохоров А.Ю.², Истомин-Кастровский В.В.¹ ¹ГТУ «Московский институт стали и сплавов» (МИСиС),²ОАО «Кирскабель», nikolay-belov@yadex.ru

ELECTRICAL RESISTANCE AND STRENGTH OF THE COLD ROLLED ALUMINIUM SHEETS

CONTAINING NANO-PARTICLES OF AL₃ZR PHASE

Belov N.A., Alabin A.N., Prokhorov F.Yu., Istomin-Kastrovskiy V.V.

The effect of Zr addition (up to 0,64 wt.%) on the structure, electrical resistance and mechanical properties of the cold rolled aluminium sheets has been studied. It was shown that electrical resistance depends on zirconium content in aluminium solid solution ($C_{Zr-(Al)}$) but strength properties first of all depend on density of nano-particles of Al₃Zr phase. The parameters of optimal structure are proposed: a) minimal value $C_{Zr-(Al)}$, b) content of Zr in Al₃Zr nano-particles should be not less than 0.3 wt.%. Such structure may provide the best combination of strength, electrical resistance and thermal stability (to heating up 300 °C).

Изучено влияние добавки циркония в количестве от 0,22 до 0,64 масс.% на структуру, электрическое сопротивление и механические свойства холоднокатаных листов чистого алюминия (А99) после различных режимов отжига. Положение экспериментальных сплавов (22Zr, 34Zr и 64Zr) на фазовой диаграмме Al–Zr (рис.1a) определяет температуру расплава перед литьем, которая должна быть заведомо выше температуры ликвидуса (T_L). Для дополнительного обоснования высокого перегрева расплава проводили экспериментальное определение T_L сплавов с добавкой циркония. Поскольку термический анализ (в том числе дифференциальный) не обладает достаточной чувствительностью (из-за малого теплового эффекта, связанного с образованием первичных кристаллов Al₃Zr), использовали оригинальный закалочный метод, который позволяет фиксировать скопление этих кристаллов на две закаленного слитка, если температура выдержки расплава была ниже T_L (рис.1б).





Плоские слитки, полученные литьем в графитовую изложницу (15x30x180 мм), подвергали холодной прокатке на лабораторном прокатном стане до конечной толщины листов 0,7 мм. Литые слитки прокатывали по двум вариантам: 1) без промежуточного отжига (обозначение F), 2) с применением промежуточного отжига при толщине проката 4,3 мм по режиму 300 °C, 8 ч+450 °C, 8 ч (обозначение T). Листы подвергали отжигу при 300 °C при выдержке от 1 до 100 часов.

Показано, что в деформированном состоянии (без отжига) механические свойства (прочность и пластичность) почти не зависят от концентрации циркония. Существенная разница проявляется уже

после 1-часового отжига при 300 °C. В отличие нелегированного алюминия все Al-Zr сплавы сохраняют деформационное упрочнение.

Электросопротивление Al-Zr сплавов определяется, прежде всего, концентрацией циркония в алюминиевом твердом растворе ($C_{Zr-(Al)}$), которая сильно зависит от температуры отжига и от его продолжительности. Для расчета $C_{Zr-(Al)}$ использовали программу Thermo-Calc (версия TCW4, база данных TTAL5). Из расчетных зависимостей следует, что цирконий в виде наночастиц Al₃Zr на порядок слабее повышает электросопротивление по сравнению с твердорастворым легированием. На основе полученных данных предлагается следующее выражение для расчета величины ρ : $\rho = \rho_0 + k_1 \cdot C_{Zr-(Al)} + k_2 \cdot C_{Zr-Al3Zr}$, где ρ_0 – электросопротвление чистого алюминия, а k_1 и k_2 – линейные коэффициенты из соответствующих уравнений. Отметим, что значения $C_{Zr-(Al)}$ для метастабильного варианта (фаза L1₂) лучше соответствуют экспериментальным данным по сравнению с расчетом равновесной диаграммы Al-Zr (фаза D0₂₃).

Количественную оценку наилучшего сочетания разных свойств проводили с использованием функции желательности (D), которая позволяет перевести характеристики с разными размерностями величины в безразмерные величины диапазоне от 0 до 1. [Результаты, обобщенные на рис.2, показывают, что величина D сильно зависит от концентрации циркония и технологической схемы получения листов. Из полученных зависимостей следует, что именно схема 2 позволяет добиться наилучшего комплекса базовых свойств за счет введения добавки циркония. Основной недостаток схемы 1, очевидно, заключается в повышенном значении р. Соответствующая желательность сильно снижается с ростом концентрации циркония. Таким образом, для получения наилучшего сочетания основных свойств алюминиевых проводниковых сплавов следует вводить добавку циркония в количестве существенно большем, чем то, которое отвечает марочным сплавам (0,1-0,2%). Именно это является необходимым условием для формирования оптимальной структуры.



Рис.2. Зависимость функции желательности холоднокатаных алюминиевых листов от концентрации циркония для разных технологических схем (а) и наночастицы фазы Al₃Zr в холоднокатаном листе сплава с 0,64%Zr, полученного по схеме T (б)

В целом, экспериментальные результаты наглядно показывают, что оптимальная структура Al-Zr сплавов для электротехнического применения представляет собой алюминиевую матрицу с минимальным содержанием циркония, в которой равномерно распределены наночастицы фазы Al₃Zr при их достаточно большом количестве, что позволяет сохранить высокую плотность дислокаций (рис.2б) и, следовательно, деформационное упрочнение.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОМАСШТАБНОМ УРОВНЕ ТЕХНИЧЕСКОГО ЧИСТОГО ТИТАНА МАРКИ ВТ 1-0 ¹Бродский В.М.,²Шляхова Г.В.

¹ Россия, Северская государственная технологическая академия, lamansh2006@ya.ru ²Россия, ИФПМ СО РАН, e-mail: shgv@ispms.tsc.ru

MICROSCALE PLASTIC STRAIN LOKALIZATION IN COMMERCIAL - PURITY TITANIUM VT 1-0 Brodskij V.M., Shlyakhova G.V.

Keywords: plastic deformation, a deformation picture, the mechanism of deformation.

The purpose of work is studying pictures of plastic deformation on titanic samples. Object of researches are samples of the technical pure titan of mark BT1-00 with coarse-grained structure.

Researches were spent to laboratories of Institute of Physics of Durability and Materiology of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science. The basic techniques of studying of a surface of samples were optical, atomic - power microscopy. Mechanical tests of samples were carried out by the universal test machine «Instron - 1185».

Distinction consists that in the coarse-grained titan traces of deformation are visible in volume of one grain. Research of structure after passage of plastic deformation to the coarse-grained titan, enough an optical microscope with various increase end AFM.

Введение. Изучение титана и его свойств является основной целью интенсивных исследований современных специалистов. Важнейшим элементом этих исследований является изучение структуры материала в ходе пластической деформации [1-2]. Таким образом, существует необходимость проведения комплексного и всестороннего анализа эволюции холодной пластической деформации.

Материалы и методики исследования. Предметом исследований в настоящей работе был технически чистый титан BT1-0 состава: О - 0,12; Fe - 0,18; C - 0,07; N - 0,04; H - 0,01 мас.% остальное Ti. Для устранения структурной неоднородности и увеличения площадки текучести проводилась термическая обработка в виде отжига при температуре 700° C (медленное охлаждение с печью). Микроструктура выявлялась после химического травления в 4 % растворе HNO₃. Изучение структуры как до пластической деформации, так и после, осуществлялись на микроскопах: отраженного света - «Neophot-21» при разных увеличениях и атомно-силовом [3] – «Solver PRO-47H». Топография поверхности образцов на ACM проводилась путем сканирования контактным и полуконтактным методами. Средний размер зерна ($\emptyset_{сред}$) после отжига и травления определялся методом секущих и составил $\approx 15,5 \pm 4.0$ мкм (рис.1).



Рисунок 1. Структура титана и профилограмма по среднему размеру зерна.

Механические испытания на растяжение проводились при комнатной температуре на универсальной испытательной машине «Instron 1185» при нагрузке 10 кН и скорости нагружения 0,2 мм/мин. Рабочая поверхность составила - 50х10х1,5 мм. Деформация составила при этом ≈ 3%. Для исследований изменений, происходящих в зеренной структуре материала при прохождении полосы Чернова – Людерса растяжение прекращалось по окончанию площадки текучести, с образованием «шейки». Затем образцы вынимали из захватов и проводили качественную и количественную оценку поверхности.

Результаты исследований. Результаты проведенных исследований показали, что в процессе нагружения гладко полированная поверхность исходных (отожженных) образцов ВТ1-00 постепенно темнеет и приобретает зернистый рельеф, границу которого хорошо видно невооруженным глазом. Отмечено, что пластическая деформация развивается равномерно по всей длине образца, т.е. каждое поверхностное зерно является зародышем полосы Чернова – Людерса. В этом случае полосы не формируются, и вовлечение зерен в пластическую деформацию во всех сечениях образца заканчиваются при одном и том же напряжении. Поскольку при этом напряжении впервые в сечении образца все зерна оказываются вовлеченными в пластическую деформацию, его следует рассматривать как физический предел текучести [1-2]. Установлено, что у захватов могут зарождаться как одна, так и несколько полос деформации. Однако это ни в коей мере не меняет картину. Все равно сначала завершается формирование одной из полос Чернова – Людерса, а вовлечение в пластическую деформацию остального объема образца происходит за счет распространения этой полосы или за счет развития других полос. Фронт полосы Чернова – Людерса является границей между участком, где происходят сдвиги в отдельных зернах, и областью, где скольжение свободно передаются через границы [2,4]. В нашем случае образовались две полосы, рассоложенные под углом 45° к оси растяжения. Они зарождаются у захватов образца и распространяются по всей его длине в направлении максимальных касательных напряжений. Ширина их обычно не превышает несколько диаметров зерен и с увеличением степени деформации эти полосы становятся более отчетливыми. В области перед полосой Чернова – Людерса искажение зерна незначительно, а в зоне где прошла полоса вся поверхность образца оказывается охваченной сдвигами, поверхность зерен заполнена следами скольжения, которые находятся в единой или нескольких системах скольжения, одновременно в объеме одного зерна (рис.2). В зоне фронта полосы Чернова – Людерса также имеются искаженные зерна с большим числом следов скольжения. Для наилучшего разрешения при металлографических исследованиях участков с деформированным и не деформированным зерном использовали иммерсионное масло при увеличениях в x1000, x2000 раз. При деформации растяжения следы скольжения в большинстве случаев представляют собой полуэллипс с большой полуосью, с ростом внешнего напряжения его длина увеличивается, но форма остается неизменной.



Рисунок 2. Следы скольжения в объеме зерна: а) одна система скольжения; б) две системы скольжения, x2000.

Заключение. В работе установлено, что фронт полосы является границей между участком, где происходят сдвиги в отдельных зернах и областью, где скольжение свободно передается через границу. В области, где прошел фронт полосы, наблюдается большое количество следов скольжения в зернах, а перед фронтом полосы следов скольжения обнаружено существенно меньше.

Литература

- 1. Фридель Х. Дислокации.-М.: Мир, 1967. 643 с.
- 2. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов.-Томск: Издво Томского Университета, 1988.- 256 с.
- 3. Эдельман В.С. Развитие сканирующей туннельной и силовой микроскопии // Приборы и техника эксперимента. 1991. №1. С. 24-42.
- 4. Панин В.Е., Гриняев Ю.В. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения.-Новосибирск: Наука. Сибирское отделение, 1990.- 255 с.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ НЕСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ Брыков Н.Н., Ольшанецкий В.Е., Брыков М.Н.

Украина, Запорожский национальный технический университет, brykov@zntu.edu.ua

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF INSTABLE AUSTENITE IN COURSE OF ABRASIVE WEAR Brykov N.N., Olshanetskiy V.E., Brykov M.N.

The hardening of instable austenite in course of plastic deformation during abrasive wear has been considered. The dislocation density in hardened austenite has been estimated. Proposed is physical mechanism responsible for formation of discrete agglomerations of dislocations in austenite. That provides dislocation density in the order of 10^{14} sm⁻².

Нестабильный остаточный аустенит значительно упрочняется в процессе абразивного изнашивания. Определение причин этого упрочнения помимо чисто теоретического интереса, имеет и большое прикладное значение, например при разработке новых материалов или специальных термообработок уже известных.

В качестве модельного объекта исследований была выбрана сталь 20Х, которая после цементации при 1080 °С и последующей закалки от температуры цементационного нагрева содержит около 80% остаточного аустенита. При абразивном изнашивании эта структура упрочняется в поверхностном слое толщиной до 40 мкм, а микротвердость самой поверхности трения возрастает до 12,5 ГПа (рис. 1). Одновременно наблюдаются фазовые γ-α превращения (рис. 2).



Рис. 1. Изменение микротвердости Нµ в поверхностной зоне стали 20Х после абразивного изнашивания



Рис. 2. Изменение фазового состава по глубине упрочненного слоя стали 20X

Высокая твердость контактной зоны, существенно превышающая твердость мартенсита, связана с ее наклепом в процессе изнашивания и, следовательно, высокой плотностью дислокаций и других дефектов решетки, наведенных актами пластической деформации в нестабильном остаточном аустените. Представляет интерес

оценить плотность дислокаций, а также определить причины отсутствия сильно локализованных дислокационных скоплений, которые обычно служат очагами разрушения даже при относительно невысоких средних плотностях дислокаций в материалах.

Такую оценку можно произвести различными способами. Оценка по формуле, предложенной в работах Герцриккена и Новикова, дает для плотности дислокаций в упрочненном нестабильном аустените величину $\rho = 2,2 \cdot 10^{13}$ см⁻², что на порядок выше известной плотности дислокаций в сильно деформированных металлах и мартенсите. Для оценки плотности дислокаций в гомогенной среде при условии их равномерного распределения можно также воспользоваться моделью Тейлора, согласно которой максимальное сопротивление пластической деформации (τ_{max}) определяется напряжением, которое нужно преодолеть, чтобы обеспечить встречное прохождение параллельных краевых

дислокаций через позиции их максимального взаимодействия. Расчет по этой модели дает для плотности дислокаций оценку 10¹⁴ см⁻², которая на два порядка превышает среднюю плотность дислокаций, получаемую при стандартных видах деформационной обработки, например, при деформации прокаткой со степенями обжатия 60-80%. Таким образом, значение плотности дислокаций 10¹⁴ см⁻² должно рассматриваться в качестве верхнего предела.

Высокая твердость деформированного аустенита и отсутствие следов разрушения контактной поверхности исследуемого материала подтверждают правильность сделанных оценок. Но тогда возникает вопрос: насколько согласуется столь высокая расчетная плотность дислокаций, если судить по ее верхней оценке, с предельными значениями плотности в рамках принятых теоретических представлений. С другой стороны, представляет интерес определить, каким же образом реализуется столь специфический характер распределения дислокаций в деформированном аустените, если полученная оценка является правильной.

В результате расчета теоретически предельной плотности дислокаций по зависимости

$$\rho = \frac{3}{d^2},$$

где *d* ~ *6b* - наименьшее расстояние между дислокациями с учетом ширины дислокационного ядра,

получен тот же порядок величины 10¹⁴ см⁻². Следовательно, плотность дислокаций упрочненного аустенита близка к предельно возможной и способна реализоваться только при образовании плоских дислокационных скоплений у препятствий.

Анализ микротвердости и фазового состава поверхности трения аустенитных сплавов, а также оценка плотности дислокаций в упрочненном аустените свидетельствует о специфической структуре упрочненного слоя. Микротвердость упрочненного аустенита (12,5 ГПа) свидетельствует о средней плотности дислокаций, близкой к предельно возможной. Это достижимо лишь в том случае, когда с помощью некоторого механизма фиксируются малые объемы предельно упрочненного аустенита, находящиеся на небольшом расстоянии от препятствия. Совокупность большого количества таких объемов образуется в пластически деформированном слое поверхности трения, что и объясняет высокую микротвердость поверхности нестабильного аустенита.

Можно предложить следующую гипотетическую модель механизма, обеспечивающего именно такой характер распределения дислокаций в объеме деформационной зоны. На начальной стадии деформации в аустените активизируются различные дислокационные источники, и дислокации, расположенные в плоскостях благоприятно ориентированной системы скольжения, приходят в движение, постепенно накапливаясь у различных препятствий, Однако разрушение не наблюдается, т.к. раньше, чем это может произойти, происходит γ-α превращение, и образуется мартенсит деформации. Мартенситные кристаллы не позволяют создавать у препятствий критические ситуации, способные приводить к появлению и развитию микротрещин. Описанный процесс периодически повторяется, т.к. дислокации, еще сохранившие возможность перемещаться, снова начинают накапливаться, но уже у возникших мартенситных пластин, пока новые мартенситные кристаллы не «запечатают» очередные порции докритических скоплений дислокаций в некоторых замкнутых промежутках, позволяя оставшимся более редко расположенным дислокациям постепенно формировать очередные плотные линейные скопления. В результате образуется характерная мелкая «сотовая структура» с докритическими скоплениями дислокаций высокой плотности в каждом «соте».

В заключение отметим, что максимальный практический эффект, получаемый в результате упрочнения аустенито-мартенситных зон при абразивном изнашивании, наблюдается в тех случаях, когда температура начала мартенситного превращения составляет 20-30 °C. При более высокой температуре начала мартенситного превращения степень упрочнения поверхности трения снижается из-за уменьшения количества остаточного аустенита в структуре. Если же температура начала мартенситные упрочнения в структуре. Если же температура начала мартенситные в деформированном объеме, не в состоянии обеспечить равномерное распределение дислокаций, наведенных деформацией.

Выводы. Предложен механизм упрочнения нестабильного аустенита в процессе пластической деформации при абразивном изнашивнаии. Показано, что включения мартенсита, образующиеся в процессе фазовых превращений, блокируют микрообъемы аустенита с плотностью дислокаций, достигающей 10¹⁴ см⁻². Это объясняет достаточно высокую микротвердость поверхности трения, достигающую 12,5 ГПа.

ВЛИЯНИЕ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ РАСПЛАВА НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЧУГУНА Вальтер А.И., Евдокимов Е.Г.

Россия, Тульский государственный университет, valter.alex@rambler.ru

INFLUENCE OF THE LIQUID CONDITION OF THE MELT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CAST IRON

Walter A.I., Ewdokimov E.G.

For the investigation of the electronic structure of iron-carbon alloys, the influence of the melt maturing on the structure and mechanical properties of cast iron after crystallization has been conducted.

В машиностроении применяют, в основном, доэвтектические чугуны, обладающие более высокими физико-механическими свойствами. На образование структуры железоуглеродистых сплавов влияет интервал образования цементита и графита в процессе охлаждения расплава чугуна. С целью изучения электронного строения железоуглеродистых сплавов исследовали влияние выдержки расплава чугуна при температуре 1300, 1450 и 1600° С в течение 20, 55 и 90 минут на структуру и физико-механические свойства чугуна после кристаллизации.

Основной задачей исследований являлось определение свойств расплавленного чугуна при модифицировании и выявление взаимосвязи строения расплава и закристаллизовавшегося чугуна. Исследования проводили на образцах диаметром 30 мм; чугун, содержащий 3,61-3,75% углерода, 1,9-2,4% кремния, 0,03% марганца, 0,081-0,084% фосфора, 0,031-0,039% серы, заливали в сырые песчаные формы.

Перед заливкой расплавленный чугун выдерживали в плавильной печи при температуре 1300, 1450 и 1600° С в течение 20, 55 и 90 минут. Образцы отливали из исходного чугуна (немодифицированного), модифицированного ферросилицием $\Phi C75$, модифицированного P3M и модифицированного комплексом $P3M + \Phi C75$. Структуру чугуна исследовали методами оптической металлографии, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Увеличение температуры перегрева жидкого чугуна с 1300 до 1600° С приводит к увеличению размеров аустенитных зерен и уменьшению размеров графитных пластин. С увеличением времени выдержки расплава увеличиваются размеры аустенитных зерен, но менее значительно, чем при увеличении температуры. В то же время измельчаются графитные включения, увеличение выдержки при 1600° С измельчает графит до точечного.

Модифицирование чугуна ферросилицием $\Phi C75$ при температурах 1300 и 1450° С при выдержке 20, 55 и 90 минут не оказало существенного влияния на структуру чугуна. При 1600° С изменился характер включений фосфидной эвтектики с $\Phi 3$ до $\Phi 5$.

Модифицирование комплексом $\{P3M+\Phi C75\}$ при 1300° С привело к увеличению компактности графита при малых выдержках. При температуре 1450° С и малых выдержках усиливается ферритизация матрицы, с увеличением времени выдержки возрастает количество ледебурита в структуре и образуется компактный и вермикулярный графит. При температуре 1600°С наблюдается выделение точечного графита, при малых выдержках усиливается ферритизация матрицы около включений точечного графита. При длительных выдержках наблюдается выделение неметаллических включений типа сульфидов P3M [1].

Модифицирование чугуна *P3M* при температуре 1300° С существенно не повлияло на структуру, в то же время, в структуре чугуна встречаются участки нерастворившейся лигатуры. При температуре 1450° С с увеличением времени выдержки образуется производный графит, увеличивается количество ледебурита и появляется бейнитная составляющая в центральных зонах дендритов.

При перегреве до 1600° С образуется вермикулярный графит (при 20 и 55-мин. выдержке), усиливается отбел, вплоть до сплошного при 90-минутной выдержке. В центре дендритов наблюдается бейнитная составляющая, на периферии - перлит, появляются также трещины и включения нерастворившейся лигатуры. Как при модифицировании *P3M*, так и комплексом *{P3M* + $\Phi C75$ *)* увеличение температуры перегрева расплава и времени выдержки приводит к образованию игольчатых форм мартенсита.

В структуре затвердевшего металла увеличение температуры и времени выдержки расплава приводит к образованию закалочных фаз и структурных составляющих. В немодифицированном чугуне и чугуне, модифицированном ферросилицием $\Phi C75$, это проявляется в увеличении количества и размеров цементита в составе фосфидной эвтектики. В чугунах, модифицированных

присадками *РЗМ* - в образовании и увеличении количества ледебурита, а при температуре 1450, 1600°С и выдержке 55 и 90 минут- в образовании бейнита в центре первичных аустенитных зерен [2].

Анализ полученных данных показал, что с увеличением температуры перегрева расплава относительное содержание цементита в структуре чугуна возрастает, также влияет и увеличение времени выдержки при перегреве. Наиболее сильно увеличивает содержание цементита Fe_3C в чугуне модифицирование *РЗМ*, особенно при температуре 1600°С.

Для уменьшения отбела и снижения содержания цементита в структуре чугуна расплав необходимо модифицировать комплексом *РЗМ* + *ФС75*. Изменение физико-механических свойств чугуна находится в соответствии с изменением структуры. Механические свойства чугуна при различных температурах перегрева и времени выдержки расплава приведены в таблице.

Механические свойства							
Температура,°С	Время,мин	№ плавки	Модифицирование	$\sigma_{_{\! \!$	<i>КС</i> , қДж/м ²	HB	
1	2	3	4	5	6	7	
1450	20	511	-	165	4,8	170	
		512	ФС75	122	3,8	160	
		513	РЗМ+ФС75	379	3,9	150	
		514	РЗМ	150	6,0	175	
	55	521		231	6,0	200	
		522		231	6,0	195	
		523		-	-	270	
		524		-	-	390	
	90	531	-	309	7,0	215	
		532	$\Phi C75$	361	6,7	230	
		533	РЗМ+ФС75	-	-	390	
		534	РЗМ	-	-	280	
1600	20	811	-	188	5,4	190	
		812	$\Phi C75$	191	4,8	200	
		813	РЗМ+ФС75	165	4,5	220	
		814	РЗМ	-	-	-	
	55	821	-	219	5,7	225	
		822	ФС75	272	4,8	245	
		823	РЗМ+ФС75	268	5.4	255	
		824	РЗМ	-	-	-	
		831		258	5,1	250	
	90	832		233	4.5	250	
		833		-	-	460	
		834		-	-	-	

Увеличение температуры и времени выдержки расплава приводит к увеличению твердости. Увеличение температуры при небольших выдержках приводит к возрастанию прочности во всем исследованном интервале температур. При выдержке 90 минут температуре 1515-1520° С соответствует экстремум, после которого при дальнейшем увеличении температуры прочность резко падает. Также изменяется характер ударной вязкости чугуна. Увеличивается плотность ферритной составляющей чугуна, т.к. уменьшается кристаллическая решетка феррита в закристаллизовавшемся металле с увеличением температуры и времени выдержки расплава.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №09-08-99032-р_офи и гранта губернатора Тульской области 3_1 2008, Р.

Литература

1. Евдокимов Е.Г., Баранов А.А., Вальтер А.И. Генезис электронной конфигурации в железоуглеродистых сплавах. Тула: ТулГУ, 2004. - 192 с.

2. Островский О.И., Григорян В.Ф., Вишкарев А.Ф.Свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, 1988, с. 304.

ФОРМИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Вальтер А.И., Протопопов Е.А.

Россия, Тульский государственный университет, valter.alex@rambler.ru

FORMATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF CASTING ALUMINUM ALLOYS Walter A.I., Protopopov E.A.

Different ways of increasing the properties of aluminum alloys by means of the forced formation of micro- and nanocrystalline structure are discussed in the present article. The chemical and phase composition, form, sizes and other characteristics of crystallites and interfaces produce determining influence on materials mechanical properties.

Материалы, в структуру которых входят наночастицы, проявляют повышенную прочность и твердость по сравнению с материалами, состоящими из более крупных частиц. С помощью нового метода изготовления материалов достигается микрокристаллическое состояние, сохраняющееся в течение всего процесса обработки материала и изготовления изделий

Сплавы на основе алюминия это легкие и пластичные материалы. Однако если их структура образована наночастицами, 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 разработка процессов получения так называемых "микрокристаллических структур".

В настоящее время наметились новые пути повышения свойств конструкционных материалов за счет целенаправленного формирования микро- и нано-кристаллической структуры. Химический и фазовый состав, форма, размеры и другие характеристики кристаллитов и границ раздела оказывают определяющее влияние на свойства материалов.

Наноструктурные материалы, обладающие повышенными прочностными свойствами, можно получать и из аморфных сплавов посредством низкотемпературного отжига. Наноструктура может состоять только из кристаллитов или из смеси наноразмерных кристаллов и аморфной фазы. Полученные материалы тоже отличаются повышенными прочностными и другими физическими свойствами.

С уменьшением размера зерна от 1 мкм до 2 нм объемная доля межзеренного вещества увеличивается до 70-80%. Объемные доли межзеренной и внутризеренной компоненты равны при размере зерна около 5 нм. Объемная доля тройных стыков значительно возрастает при размерах зерен менее 10 нм [1]. В ряде случаев при уменьшении размера зерна наблюдается изменение межатомных расстояний в кристаллической решетке [2].

Формирование нанокристаллических структур позволяет получать конструкционные материалы с уникально высокими свойствами. Например, их микротвердость в несколько раз выше, чем твердость крупнозернистых аналогов, причем это не зависит от метода получения материала. Прочность нанокристаллических материалов при растяжении в 1,5-2 раза выше, чем у крупнозернистых аналогов.

Однако в ряде работ наблюдали падение твердости с уменьшением размера зерна ниже некоторого критического размера, что, вероятнее всего, связано с увеличением доли тройных стыков границ зерен [3]. Для больших зерен рост прочности и твердости при уменьшении их размера обусловлен введением дополнительных границ зерен, которые являются препятствиями для движения дислокаций. При малых наноразмерных зернах рост прочности происходит благодаря низкой плотности имеющихся дислокаций и трудности образования новых.

Сплав с нанокристаллической структурой обладает хорошим соотношением прочности и пластичности. В отдельных случаях низкая пластичность нанокристаллических материалов вызывается, по-видимому, сложностью образования, размножения и движения дислокаций, а также наличием пор, микротрещин и включений в этих материалах.

Термодинамические параметры получения отливок методами литья под давлением и жидкой штамповки благоприятны для формирования самоорганизующихся наноструктур. Однако для формирования в данных условиях комплекса повышенных механических свойств необходима разработка новых литейных сплавов, обеспечивающих неоднородное кластерное расслоение однофазной системы без макроскопически проявляемого разделения ее на фазовые составляющие.

В настоящее время тенденция разработки новых алюминиевых литейных сплавов базируется,
в основном, на экспериментальном подходе изучения проблемы. Это обусловлено тем, что природа металлических сплавов достаточно сложна и ее описание является до настоящего времени сложной проблемой. Несмотря на большую изученность двойных и ряда сложных металлических систем, практически не исследованы различные типы многокомпоненых систем «металл - элементы». Механизм физико-химического взаимодействия легирующих элементов с основным металлом остается по многим параметрам не ясным, особенно в области атомно-электронного взаимодействия элементов в условиях сильного отклонения от равновесия.

В промышленности применяют большое количество литейных алюминиевых сплавов. Обычно их классифицируют по принципу общности базовой системы, определяющей основной комплекс свойств: сплавы A1—Si, A1—Cu, Al—Mg, A1—Cu—Si и т.д. Возможность применения того или иного сплава определяется механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами.

Наиболее малозатратным подходом к разработке новых сплавов с указанными свойствами является использование методики расчетного построения многокомпонентных диаграмм состояния сплавов (до 8 компонентов), причем для термодинамически неравновесных условий затвердевания и охлаждения отливки. Это позволяет на основе последующего математического моделирования процессов структурной самоорганизации подобрать легирование, обеспечивающее получение в процессе литья необходимых свойств металла.

На рис. 1. представлен пример окна программы, реализующей указанный алгоритм на этапе проектирования нового алюминиевого литейного сплава.



Рис. 1. Одно из окон программы «Сплав»

Оценку энергетического взаимодействия элементов в системе «алюминий – кремний» проводили на основании расчета энергии электронных уровней атомов алюминия и кремния.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №09-08-99032-р_офи и гранта губернатора Тульской области 3_1 2008, Р.

Литература

1. Лякишев Н.П, Банных О.А, Поварова К.Б., Тишаев С.И. Металлические материалы в государственной научно-технической программе "Перспективные материалы" // Изв. АН СССР. Металлы. 1991. №6.

2. Евдокимов Е.Г., Баранов А.А., Вальтер А.И. Генезис электронной конфигурации в железоуглеродистых сплавах. - Монография, 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.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TI-AL-FE Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, gaisynrugatu@rambler.ru

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TI-AL-FE INTERMETALLIC ALLOYS Gaisin R.A., Imayev V.M., Imayev R.M.

There is a significant demand for lightweight wear resistant materials with attractive high-temperature properties in aerospace industry. Intermetallic alloys of Ti-Al-Fe system are reported to have considerable hardness in as cast condition. However heat treatment effects on microstructure and properties of these alloys are not investigated sufficiently. Therefore two Ti-Al-Fe alloys are considered in the present work. The influence of alloy composition and heat treatment processes on the microstructure has been studied and the mechanical tests of alloys have been conducted. It has been found that hardness and specific strength of both alloys increase after heat treatment.

Многие детали газотурбинного двигателя работают в условиях трения при высоких температурах, поэтому существует потребность в легких материалах с высокими значениями износостойкости и удельной прочности, обладающих также и определенными жаропрочными свойствами. В этом отношении перспективны интерметаллидные сплавы системы Ti-Al-Fe, благодаря их низкой плотности и высокой твердости даже в литом состоянии. Однако ключевой проблемой при использовании такого рода сплавов остается выбор оптимальной химической композиции и режимов термической обработки, которые бы позволили повысить твердость и прочность сплавов в широком интервале температур.

В настоящей работе исследовались слитки сплавов Ti-38,5Al-4Fe и Ti-38,5Al-4Fe-5Nb-0,2B (\emptyset 30×12 мм), полученные центробежным литьем. Указанные сплавы подвергались термической обработке в виде закалки с однофазной β-области в масло и последующего старения. Легирование сплавов железом обеспечивает фиксирование метастабильной β-фазы при закалке. Добавки ниобия оказывают твердорастворное упрочнение и облегчают процесс закалки за счет снижения энергии активации диффузии. Старение сплавов приводит к распаду пересыщенного твердого раствора на мелкодисперсные частицы α_2 -Ti₃Al (d=100 нм) и τ_2 -Al₂TiFe (d=80 нм).

Структура сплавов изучалась с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов. Для определения фазового состава применялись рентгеноструктурные исследования. Механические испытания на сжатие проводились на воздухе при температурах T=20 °C, T=600 °C и T=800 °C с начальной скоростью деформации $\varepsilon'=5\times10^{-4}$ с⁻¹ на испытательной машине Schenck RMS-100.

Закалка сплавов с последующим старением приводит к существенному измельчению микроструктуры и значительному росту твердости слитков. При этом легирование ниобием позволяет эффективно закаливать сплав на воздухе. Показано, что благодаря проведенной термической обработке достигаются сравнительно высокие значения пределов прочности и текучести. Проведенные исследования указывают на возможность дальнейшего увеличения твердости и прочностных свойств сплавов системы Ti-Al-Fe.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ЗАРОЖДЕНИЮ И РАСПРОСТРАНЕНИЮ ТРЕЩИНЫ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ Гетманова М.Е., Гриншпон А.С., Комков Н.А., Филиппов Г.А. Россия, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», IQS12@yandex.ru

STUDY OF THE INFLUENCE OF CARBON CONTENT FOR FRACTURE RESISTANCE AT STATICAL AND CYCLICAL PRESSING OF STEEL FOR RAILWAY WEELS M. E. Getmanova, A. S. Grinshpon, N. A. Komkov, G. A. Philippov Russia, I.P.Bardin TSNIICHERMET

ABSTRACT

In the present work being held comparative research of resistance to destruction in time of statical and fatigue pressing on metal of a disk of railway wheels from steel with various contain of carbon. The carbon contain changed from 0,61% up to 0,71%. The analysis of influence of a persent of free ferrite from 25 % to 2 % on fatigue durability of a wheel's steel is carried out.

Использование для производства железнодорожных колес стали с повышенным содержанием углерода приводит к тому, что в микроструктуре обода и диска практически исчезает свободный феррит (при почти 100%-ном содержании перлита), что обуславливает некоторое снижение пластичности и вязкости колесной стали при возрастании твердости [1].

Было предположено, что усталостная прочность колес с такой почти перлитной микроструктурой может возрасти, поскольку в ней отсутствует «мягкая» фаза (свободный феррит), где в первую очередь возникают усталостные повреждения – сначала специфические скопления дефектов кристаллической решетки (дислокаций и вакансий) и затем – микротрещины. Нормы усталостной прочности распространяется только на диски колес, точнее на ту часть диска, которая примыкает к ободу и подвергается при эксплуатации колес изгибным переменным нагрузкам по ассиметричному циклу [2].

Структура дисков колес с повышенными содержанием углерода и твердостью обода, представляет грубопластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием 0,2-0,5 мкм [3].

Возможное снижение пластических и вязких свойств металла дисков колес из-за повышения содержания углерода в стали необходимо компенсировать другими технологическими способами, приводящими к измельчению зерен, повышению чистоты стали по примесям, газам и др. Измельчение зерна в сталях традиционно достигается путем микролегирования стали присадкой алюминия в количестве до ~ 0,03%, а повышение чистоты стали – путем вакуумирования стали и с помощью других приемов.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование сопротивления разрушению при статическом и усталостном нагружении металла диска колес из стали с различным содержанием углерода.

Для исследования сопротивления разрушению металла колес с различным содержанием углерода были отобраны образцы металла трех плавок. Содержание углерода изменялось от 0,61% до 0,71%. Две плавки были дополнительно микролегированы алюминием (0,014-0,026% Al).

Для имитации структурного состояния диска колес образцы колесной стали размером 10x10x55 мм с острым надрезом термообрабатывали по следующему режиму: нагрев 850°С, 30 мин, медленное охлаждение в печи с температурой 500°С, в вакууме.

Испытания на статический изгиб проводили на универсальной испытательной машине «ИНСТРОН» при скорости движения траверсы 0,2 см/мин с записью диаграммы «нагрузкадеформация». Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Показатели прочности при статических испытаниях на изгиб – разрушающее напряжение σ_p и предел общей текучести σ_{om} , также как и твердость *HRC* возрастают с увеличением содержания углерода (табл. 1). Стрела пластического прогиба f_{nn} при этом, соответственно, снижается. Работа зарождения трещины A_3 при увеличении содержания углерода снижается, примерно в 1,5 раза.

Работа распространения трещины A_p в исследованных пределах практически не зависит от содержания углерода.

Испытания на усталость проводили при изгибе в условиях симметричного цикла с максимальной нагрузкой соответствующей $K_i=27$ МПа \sqrt{M} . Определяли инкубационной период N_u , продолжительность роста трещины N_p и суммарное число циклов N_{Σ} . до разрушения образца.

Таблица 1 – Результаты испытаний на статический изгиб образцов колесной стал после термообработки (имитация охлаждения диска)

№ п/п	Соде	ржание, % Al	Разруша- ющее напря- жение, _{бр} , Н/им ²	Предел общей текучести, _{бот} , Н/мм ²	Стрела пластичес- кого прогиба, f _{пл} , мм	Работа зарожде- ния трещины, Аз, Пж/см ²	Работа распрос- транения трещины, Ар, Пж/см ²	Суммар- ная работа, А _Σ , Дж/см ²	Вязкость разруше- ния, Кс, МПа√м
1	0,61	0,014	1402	825	0,92	14,8	9,8	24,6	78,4
2	0,64	0,026	1465	881	0,58	10,5	10,1	20,6	81,9
3	0,71	0,0035	1447	881	0,56	9,25	10,6	19,8	80,9

На изломах замеряли длину усталостной трещины и рассчитывали среднюю скорость ее роста. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Результаты усталостных испытаний образцов колесной стали после термообработки (имитация охлаждения диска)

№ п/п	Содер- жание С, %	Твер- дость, HRC	Инкубаци- онный период, Nи x 10 ⁻⁴ , цикл	Продолжительность роста усталостной трещины, Np, цикл	Средняя скорость роста усталостной трещины, Vp, *10 ⁴ , мм/цикл	Суммарное число циклов до разрушения N _Σ x 10 ⁻⁴ , цикл
1	0,61	15,5	0,3	16934	4,0	2,0
2	0,64	19,0	0,6	5140	5,8	1,1
4	0,71	22,0	1,0	4536	5,1	1.5

Испытания выявили значительное различие величины инкубационного периода и длины усталостной трещины на момент разрушения образца сталей с различным содержанием углерода.

Повышение содержания углерода увеличивает инкубационный период. Поскольку твердость исследованных сталей термообработанных по режиму, имитирующему обработку диска железнодорожных колес, прямо пропорциональна содержанию углерода, то и зависимость инкубационного периода от твердости аналогичная. Повышение твердости ведет к увеличению инкубационного периода до зарождения усталостной трещины.

Средняя скорость роста усталостной трещины с повышением содержания углерода несколько возрастает. Суммарное число циклов до разрушения образцов из стали с низким содержанием углерода несколько выше, чем у стали с большим углеродом.

Проведен анализ влияния структурного состояния, а именно доли свободного феррита на усталостную прочность колесной стали. Уменьшение доли свободного феррита с 25% до 2% приводит к росту инкубационного периода N_u практически в 3 раза с 3024 циклов до 10283 циклов.

Выводы

- 1. Показано, что увеличение содержания углерода в колесной стали от 0,61 до 0,71% повышает твердость, прочность при изгибе и снижает пластичность и работу зарождения трещины при статических испытаниях.
- 2. Установлено, что повышение содержания углерода в колесной стали от 0,61 до 0,71% повышает сопротивление зарождению трещины при усталостных испытаниях, что является следствием уменьшения доли свободного феррита в структуре металла с 25 до 2%.

Литература

- 1. Изотов В.И., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А., Шишов А.А., Яндимиров А.А. Особенности деформации и разрушения колесной стали с различной дисперсностью перлита. // Металлург. 2007. №11, с. 33-37.
- 2. Современные проблемы взаимодействия подвижного состава и пути. Колесо-рельс 2003. Сб. докладов научно-практической конференции. Россия, Щербинка, 20-21 ноября 2003 г.
- 3. Гриншпон А.С., Калинина О.С., Гетманова М.Е., Изотов В.И., Филиппов Г.А. Влияние термической обработки на структуру и твердость колесной стали 60Г. // Сталь. 2007. №9, с. 100-102.

ВЛИЯНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ Глезер А.М., Манаенков С.Е.

Россия, Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова ГНЦ «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», glezer@imph.msk.ru

INFLUENCE OF NANOCRYSTALLIZATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF FE- AND NI-BASED AMORPHOUS ALLOYS. Glezer A.M., Manaenkov S.E.

Amorphous-crystalline alloys $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$, $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, $Ni_{44}Fe_{29}Co_{15}B_{10}Si_2$ obtained by melt quenching and subsequently annealed were investigated. A structural parameters of nanocrystals (average particle size, volume particle density and volume fraction) were determined using the transmission electron microscopy and X-Rays diffraction. Dependence of microhardness on heat treatment and structural parameters was analized.

С помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА) были определены структурные параметры нанокристаллов (средний размер, объёмная плотность и объёмная доля) в аморфно-кристаллических сплавах Fe₅₈Ni₂₅B₁₇, Fe₅₀Ni₃₃B₁₇, Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂, полученных в результате закалки из расплава и последующего отжига. Была использована специальная программа расчета структурных параметров, полученных методом ПЭМ [1]. В сплаве Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ средний размер нанокристаллов увеличивался с повышением температуры и времени отжига с 120 до 170 нм, в двух других сплавах он оставался неизменным при всех режимах термической обработки (20 нм). Объёмная доля нанокристаллов во всех трех сплавах монотонно возрастала при увеличении времени и температуры отжига.

Для всех исследованных состояний были проведены испытания микротвердости. В сплавах Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ и Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂ при увеличении температуры отжига (при фиксированном времени) и при увеличении времени отжига (при фиксированной температуре) среднее значение микротвердости возрастало во всем интервале температур или времен отжига (рис. 1) В сплаве Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ в аналогичной ситуации наблюдалось падение микротвердости или начальный рост с последующим снижением (рис. 2). Аналогично графикам на рис. 1 и 2 выглядят зависимости микротвердости от объемной доли нанокристаллов во всем интервале структурных параметров в изученных сплавах.



Рис. 1. Зависимость микротвердости сплава Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂ от температуры отжига при фиксированном времени отжига 0,5 ч.

INSTRON «Разницу можно измерить»



Рис. 2. Зависимость микротвердости сплава Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ от температуры отжига при фиксированном времени 0,5 ч.

Были получены зависимости микротвердости от среднего размера нанокристаллов для сплава Fe₅₈Ni₂₅B₁₇, на котором учитывается вклад только среднего размера нанокристаллов (рис. 3). Точки соответствуют экспериментальным значениям, пик левее экспериментальных точек был получен аналитически.



Рис. 3. Зависимость микротвердости сплава Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ от среднего размера нанокристаллов при всех исследованных состояниях с достроенной левой частью.

Рост микротвердости связан с эффектом упрочнения за счет повышения объёмной доли наночастиц, а дальнейшее падение – со сменой механизмов взаимодействия полос сдвига с нанокристаллами [2].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чернявский К.С. Стереология в металловедении – М.: Металлургия, 1977. С. 95-100. 2. Манаенков С.Е. Изучение взаимодействия полос сдвига с нанокристаллическими частицами в аморфно-нанокристаллических сплавах на основе Fe // Сборник трудов. Всероссийская молодежная школа-конференция «Современные проблемы металловедения», посвященная 100-летию кафедры металловедения цветных металлов МИСиС (18-22 мая 2009 г., г. Пицунда, респ. Абхазия). – 2009. - С. 170-177.

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ И ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНОЙ АЗИМУТАЛЬНОЙ ОРИЕНТАЦИЕЙ¹ Голубовский Е.Р., Стадников А.Н., Черкасова С.А., Петухов А.Н. Россия, ФГУП ЦИАМ им. П.И. Баранова, golubovskiy@ciam.ru

RUPTURE STRENGTH AT HCF LOADING SINGLE-CRYSTAL SAMPLES AND BLADES OF THE TURBINE FROM NICKEL ALLOYS WITH DIFFERENT AZIMUTHAL ORIENTATION. Golubovskiy E.R., Stadnikov A.N., Cherkasova S.A., Petukhov A.N.

Results of tests HCF at fluctuations on the first form at temperature 900C single crystal samples from alloy GS30VI and natural cooled single crystal turbine blades from alloy GS32VI are presented. Samples and blades had one axial crystallographic orientation <001> and the various set azimuthal orientations. Values of limits of HCF of single crystal samples and single crystal blades are received. It is shown, that character of development of cracks is various both for samples, and for blades with various azimuthal orientation of a single crystals. However the received results testify that the spatial arrangement of fatigue macro cracks in samples and blades with various azimuthally orientation does not submit to any certain law. Results of the lead researches testify to absence of obviously expressed dependence of characteristics of HCF of single crystal blades from azimuthally crystallographic orientations.

Представлены экспериментальные данные по результатам исследования сопротивления многоцикловой усталости (МнЦУ) при температуре 900⁰С в зависимости от азимутальной кристаллографической ориентации (КГО) монокристаллических специальных плоских образцов из жаропрочного никелевого сплава ЖС30ВИ и натурных рабочих охлаждаемых монокристаллических лопаток ТВД из сплава ЖС32ВИ.

Объекты и методика исследования.

Продольная ось специальных плоских образцов (L=150мм, с рабочей частью 75×16×4мм) и лопаток совпадала с кристаллографическим направлением <001> (аксиальная КГО).

Образцы по азимутальной ориентации были разделены на 4 партии:

1-я партия - плоскость рабочей части образца совпадала с кристаллографической плоскостью {100}и при этом направления <100> или <010> поперечного сечения образца лежали на широкой поверхности рабочей части образца, т.е азимутальная КГО имела значения ∠β≈0⁰;

2-я партия - угол между плоскостью рабочей части образца и кристаллографической плоскостью {100} равен ∠β≈15⁰;

З-я партия – с азимутом ∠β≈30⁰;

 4-я - с азимутом ∠β≈45⁰ (т.е плоскость рабочей части образца в 4-й партии совпадала с кристаллографической плоскостью {110}).

Общее число образцов равнялось десяти, соответственно в каждой партии было по 2...3 образца.

Лопатки по азимутальной ориентации также были подобраны в виде 4-х партий:

1-я партия – лопатки, у которых кристаллографическая плоскость {100}, параллельная аксиальной ориентации оси лопатки, составляла с направлением оси двигателя ∠β≈0⁰... ±10⁰;

- 2-я партия ∠β≈±10⁰...±20⁰;
- З-я партия ∠β≈±20⁰...±35⁰;
- 4-я партия ∠β≈±35⁰...±45⁰.

Испытания образцов и лопаток проведены на электродинамическом вибростенде (тип УВЭ 10/5000) с печью радиационного нагрева при $T = 900^{\circ}C$ и частоте *f* собственных колебаний по первой изгибной форме.

Результаты и обсуждение

Результаты испытаний образцов при частотах $f = 260-303 \ \Gamma u$ показали, что разрушение при заданном уровне максимальных напряжений $\sigma_{\text{мах}} = 25 \text{кгс/мм}^2$ имело место при $N = 0,80....13,24*10^6$ циклов. При этом образцы с азимутальной ориентацией $\angle \beta \approx 15^0$ имели максимальные значения числа циклов до разрушения. Однако следует отметить, что все результаты испытаний лежат в интервале разброса числа циклов до разрушения (1-1.5 порядка), характерного для монокристаллических образцов литейных никелевых сплавов [1].

¹ Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований проект 08-08-00142a

Результаты металлографического и фрактографического анализа свидетельствуют о том, что трещины в образцах при различных азимутальных КГО развивались от очагов, расположенных на поверхности рабочей части образца, и, как правило, по кристаллографическим плоскостям семейства {111}. При этом углы между продольной осью образца и направлением распространения трещин по большой и малой граням составляют (45-50[°]) для азимутальной КГО, близкой к $\angle\beta \approx 0^{\circ}$, и (80-90[°]) для азимутальной КГО, близкой к $\angle\beta \approx 45^{\circ}$.

Испытания лопаток проведены методом ступенчатого увеличения нагрузки в соответствии с требованиями стандарта [2]. Среднее значение предела МнЦУ профильной части лопаток на базе N = $2*10^7$ циклов при колебаниях по основному тону (первая изгибная форма собственных колебаний – диапазон частот всех лопаток $f=2370...2640 \ \Gamma u$) при температуре 900° С составило $\sigma_{.1} = 22,5 \ {\rm krc/mm^2}$. При этом разброс пределов МнЦУ от лопатки к лопатке находится в границах $20...25 \ {\rm krc/mm^2}$.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что предел МнЦУ лопаток слабо зависит от азимутальной ориентации – его значения различаются менее чем на 10%. Максимальные значения предела МнЦУ получены для лопаток с азимутальной КГО в диапазоне $\angle\beta \approx 10^{\circ}$... 35°; этот результат согласуется с результатами испытаний монокристаллических образцов.

Металлографический и фрактографический анализ показал, что развитие трещин во всех исследованных лопатках проходило по кристаллографическим плоскостям семейства {111}, но при этом для лопаток с разной азимутальной КГО наблюдается некоторое различие в расположении очагов зарождения усталостных трещин:

■ *Для азимутальной КГО, близкой к* ∠β≈0⁰ очаги разрушения расположены на поверхности входной кромки или на поверхности спинки вблизи радиуса перехода от полки хвостовика к перу.

■ Для азимутальной КГО с ∠β≈15⁰ очаги разрушения расположены либо на поверхности отверстий под охлаждающий воздух, либо на поверхности штырьков во внутренних полостях лопатки.

• Для азимутальной КГО $\angle \beta \approx 30^{\circ}$ очаги разрушения расположены либо на поверхности штырьков в канале под охлаждающий воздух, либо на поверхности входной кромки лопаток в сечениях пера более высоких, чем при азимуте 0° .

■ Для азимутальной КГО ∠β≈ 45[°] очаги разрушения расположены на поверхности входной кромки вблизи радиуса перехода от полки хвостовика к перу.

Данные металлографического и фрактографического анализа подтверждают вывод о незначительном влиянии азимутальной ориентации и свидетельствуют о том, что это влияние может проявляться в расположении очагов зарождения усталостных трещин – некоторые очаги зарождаются в отдельных зонах внутри пера лопатки.

Выводы.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при 900°С азимутальная ориентация практически не влияет на сопротивление МнЦУ. При этом для лопаток влияние азимутальной КГО может проявляться в расположении очагов зарождения трещин и пространственной ориентации трещин в образце или лопатке по отношению к аксиальной КГО.

Необходимо отметить, что оценка влияния азимутальной ориентации получена при простой схеме нагружения лопаток – по первой изгибной форме собственных колебаний пера лопатки. Возможно, это влияние будет более значительным при иных схемах нагружения и частотах, в том числе и при наличии статической составляющей напряжений.

Авторы признательны Генеральному конструктору Д.Г. Федорченко (СНТК им. Н.Д. Кузнецова) за помощь в организации работ по отливке монокристаллических заготовок из сплава ЖСЗОВИ, их кристаллографической аттестации и изготовлении плоских образцов, а также В.Н. Ларионову (ММПП «Салют») за помощь в организации работ по кристаллографической аттестации лопаток из сплава ЖСЗ2ВИ.

<u>Литература</u>

1. Е.Р. Голубовский, Н.Д.Жуков // Экспериментальное исследование многоцикловой усталости монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов// Вопросы авиационной науки и техники. Серия «Авиационное двигателестроение», Вып.4(1327) «Проблемы конструкционной прочности современных ГТД», М., ЦИАМ, 2006г., с. 62-70.

2. ОСТ 100870 – 77. «Лопатки ГТД. Методы испытаний на усталость».

К ВОПРОСУ О ВОДОРОДНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ АВИАЦИОННЫХ ГТД Грандилевская И.Г.¹, Живушкин А.А.¹, Малинина С.В.¹, Полетов Г.Н.¹, Уланская Л.В.², Шибаева Т.В.² ¹ Россия, ОАО «Климов», klimov @ klimov.ru ² Россия, ИМЕТ РАН, dfmn-imetran@yandex.ru

HYDROGEN DAMAGEABILITY OF HEAT RESISTANT STEEL PARTS OF MARTENSITE CLASS AT OPERATION OF AVIATION GAS TURBINE ENGINES I. G. Grandilevskaya, A. A. Zhivushkin, S. V. Malinina, G. N. Poletov Russia, Klimov JSC, klimov@klimov.ru L. V. Ulanskaya, T. V. Shibaeva Russia, IMET RAS, dfmn-imetran@yandex.ru

Scientific evaluation and methodical substantiation of the approach to the analysis of hydrogen content in heat resistant steels of martensite class. Important practical recommendations to control conditions of the surface coatings of steel parts have been presented.

При эксплуатации авиационных ГТД в качестве материала компрессорных лопаток используются жаропрочные стали мартенситного класса.

На примере лопатки из стали ЭИ 961 показана повреждаемость поверхностного слоя и детали в целом, что связано с повышенным содержанием в нем водорода.

Приведенные в работе металлографические и фрактографические исследования подтверждают природу возникновения дефектов, связанных с водородным охрупчиванием.

В работе приводятся данные по эксплуатационной стойкости лопаток из стали ЭИ 961 с покрытиями и без них.

На основании проведенных исследований и изучения работы лопаток при эксплуатации сделаны важные практические выводы, внесены изменения в технологические операции изготовления детали.

В работе дана научная оценка и методическое обоснование подхода к анализу содержания водорода в жаропрочных сталях мартенситного класса; сделаны важные практические рекомендации по контролю состояния поверхностных слоев стальных деталей.

ВЛИЯНИЕ ВАРИАЦИИ ЖЕСТКОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ ВКС-12 Деревягина Л.С., Панин В.Е., Гордиенко А.И.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, lsd@ispms.tsc.ru

THE EFFECT OF VARIATION OF STRESSED STATE RIGIDITY ON THE FEATURES OF LOCALISED PLASTIC DEFORMATION AND CHARACTER OF FRACTURE OF STEEL VKS-12 Derevyagina L.S., Panin V.E., Gordienko A.I.

The goal of the present study is an investigation of plastic flow behavior and of related fracture process occurring in steel VKS-12. The tests were carried on for tensile samples having notches of different shape and different initial stressed state rigidity. Using a television optical complex TOMSC, material strained state was estimated quantitatively for the areas of stress concentrators. The fracture surface of the test sample was examined using raster electron microscope SEM 515 (Philips).

As a result of work, distribution patterns of local strain intensities were obtained for the test samples having notches, which differed in the rigidity of initial stressed state. The use of these patterns enables one to single out plastic flow zones preceding fracture. Using the estimated local strain intensities and fractal analysis data, the original fracture nucleus was located. In materials having low initial stressed state rigidity, the fracture nucleus would be located in the central volume of the neck and in the case of high initial stressed state rigidity, under the crack apex.

Для реальных конструкций важна оценка склонности материала к торможению разрушения или к «геометрической хрупкости», под которой понимают нестабильный характер распространения трещины без действия внешней нагрузки. Работоспособность конструкции под нагрузкой и характер ее разрушения определяются закономерностями упругопластического течения в локальных областях вблизи концентраторов напряжений: трещиноподобных дефектов, надрезов и т.д. К настоящему моменту закономерности пластического течения и их связь с последующим разрушением для разных схем нагружения остаются до конца не выясненными. Это обусловлено рядом факторов, одним из которых является трудоемкость существующих методов исследования деформированного состояния.

В этой связи использование оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC, разработанного в ИФПМ СО РАН, значительно упрощает и облегчает процедуру количественной оценки локальных характеристик деформации.

Оценка «геометрической хрупкости» особенно актуальна для высокопрочных материалов, поскольку в них возрастает величина предела текучести, и, следовательно, увеличиваются рабочие напряжения и запасенная в системе «испытательная машина – образец» упругая энергия.

В связи с вышеизложенным, цель настоящей работы: исследовать организацию пластического течения, оценивая количественно локальные характеристики деформации, и взаимосвязанный с нею процесс разрушения высокопрочной стали ВКС-12 в условиях вариации жесткости исходного напряженного состояния.

Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре на установке ИМАШ-2078 со скоростью движения захватов ~9,6 мм/час. Исследовали образцы с двумя симметричными надрезами типа Менаже с разной их геометрией и образцы с глубоким односторонним надрезом. Изменение геометрии надрезов, а также толщин образцов позволило варьировать в широких пределах (от 1,58 до 10) величину показателя жесткости напряженного состояния П, рассчитываемого по формуле [1]: $\Pi = K + 3\ln(1+t/4R)$, где К – коэффициент равен 1,5; t – толщина образца; R – радиус кривизны.

Количественную аттестацию деформированного состояния в зонах геометрических концентраторов напряжений осуществляли с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC. Методика измерения полевых пластических деформаций, разработанная на основе этого комплекса, подробно изложена в работе [2]. Рассчитывали величины линейных $\varepsilon_x = \partial U_x/\partial x$, $\varepsilon_y = \partial U_y/\partial y$ и сдвиговых $\varepsilon_{xy} = 1/2(\partial U_x/\partial y + \partial U_y/\partial x)$ компонент деформации, интенсивности деформации $\varepsilon_i = \sqrt{2}/3\sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}$ и строили картины их пространственного распределения. Фрактографический анализ изломов проводили с использованием растрового электронного микроскопа SEM 515 марки «Philips».

В результате проведенных исследований показано, что образцы с показателем жесткости до П \approx 5,03 оказались не чувствительны к надрезу, т.к. для них отношение напряжения, при котором разрушается образец с надрезом $\sigma_{\text{разр}}$ к пределу прочности образца без надреза $\sigma_{\text{в}} > 1$. Для образцов с П>5,03 отношение $\sigma_{\text{разр}}/\sigma_{\text{в}} < 1$ и, следовательно, они чувствительны к надрезу. Для образцов не чувствительных к надрезу прочностные свойства с увеличением показателя П растут, а для образцов чувствительных к надрезу– падают. Тогда как пластичность для всех образцов с надрезами уменьшается.

В результате количественной оценки деформированного состояния обнаружено, что в образцах стали с надрезами с малым П≈1,58 формируется типичная симметричная шейка путем развития двух макрополос локализованной деформации, подобно тому, как это наблюдали в шейке однородного образца. В месте пересечения макрополос в центре образца выявляется область с максимальной величиной интенсивности деформации, т.е. область максимального формоизменения и, следовательно, наибольшей дефектности. В этом месте зарождается и развивается магистральная трещина.

С ростом показателя жесткости напряженного состояния П закономерности пластического течения резко изменяются. Так, в образце с П≈4,65 пластическое течение развивается от надрезов. На картинах изолиний наблюдаются типичные для геометрического концентратора напряжений зоны конфигурации. Максимальное формоизменение. двулепестковой оцененное величиной интенсивности деформации, происходит в вершине надрезов. Вследствие этого магистральная трещина зарождается вблизи зоны надрезов. На поверхностях разрушения четко выявляется зонный характер картины излома (рис.1). Первая стадия роста трещины, стадия вытяжки занимает незначительную площадь от всей площади излома. Она находится непосредственно под надрезом и на макротроектории излома ей соответствует скошенная кромка, расположенная под углом 45° к оси нагружения. Возле надрезов выделяются зоны треугольной формы (рис.1, область 1), ортогональные оси растяжения, острые концы которых направлены в центр макроизлома. Остальная поверхность излома ориентирована к оси растяжения под углом ~ 45°.



Рис. 1. Картина излома образца стали ВКС-12 с надрезами с показателем П ≈ 5,03

Подобный характер разрушения обнаружен для всех остальных образцов. Размер зоны излома перпендикулярной оси растяжения зависит от степени стеснения поперечной деформации (вдоль переднего края трещины). На степень стеснения влияет толщина образца, с увеличением которой напряженное состояние изменяется от плоского к объемному напряженному состоянию. Было также установлено, что с ростом показателя жесткости П площадь ортогонального отрыва увеличивается по отношению к площади всего сечения.

Микромеханизм разрушения, наблюдаемый во всех зонах излома вязкий, ямочный путем зарождения, роста и последующего объединения пор. В ортогональных зонах (рис 1, область 1) ямки более глубокие и крупные, чем в центральной части излома, что свидетельствует, о том, что раскрытие трещины в этих зонах происходит с меньшей скоростью. Рельеф наклонных частей излома более гладкий (рис. 2, область 2), свидетельствующий о высокоскоростном (лавинном) разрушении. Согласно [3], наличие зон медленного (стабильного) и быстрого (нестабильного, лавинного) роста трещин позволяет заключить, что характер разрушения образцов – квазихрупкий.

Литература

1. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. – М.: Металлургия, 1989. – 176с.

2. Деревягина Л.С., Панин В.Е., Стрелкова И.Л. Количественная оценка напряженнодеформированного состояния в зоне геометрического макроконцентратора напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2002. – №4. – С. 43-49.

3. Морозов Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. – М.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1984. – 223с.

DFMN-2009

РЕАЛИЗАЦИЯ ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ Доронин Д.И.¹, Русаков А.Д.², Антипов В.И.², Юсупов В.С.²

Российская федерация¹ - ОАО «Электростальский завод тяжелого машиностроения», ² - ИМЕТ РАН

REALIZATION OF POTENTIAL OPPORTUNITIES OF ROLL'S STEELS Doronin D., Rusakov A., Antipov V, Yusupov V.

Hardness - the basic quality index precision of rolls of cold rolling. In work it is shown, that by means of special technological receptions it is possible to increase considerably hardness of low alloys rolls steels 90X, 100X about 62 units up to 68 - 69 units HRC. Thus productivity of the tool increases in 2 - 4 times.

Цель настоящей работы – получение на образцах сталей ШХ15 и 90XC максимальной твердости за счет использования их потенциальных возможностей посредством применения комплекса технологических приемов.

Стандартный режим термической обработки заэвтектоидных низколегированных сталей предусматривает закалку из области «аустенит – цементит» с температур 800 - 850 °C, что ниже точки A_{cr} [1 - 3]. При этом содержание углерода в аустените, а затем в мартенсите составляет 0,8 - 0,9 %, что обеспечивает после закалки в масле [1 - 3] минимальное количество остаточного аустенита [1, 2] и твердость 63 - 65 ед. HRC.

Закалку образцов сталей ШХ15 и 90ХС производили из аустенитной области с минимальным количеством цементита. Температуры закалки 880 – 900 ^оС обеспечивали максимальное насыщение углеродом аустенита из которого получали в процессе закалки высокоуглеродистый мартенсит. Недостатком данного режима являлось наличие в структуре закаленной стали большого количества остаточного аустенита (до 20 % [4]). В результате твердость после закалки составляла 62 – 63 ед. HRC. Частичное превращение остаточного аустенита в мартенсит происходит при глубоком переохлаждении (обработке холодом [2]).

Так как высокоуглеродистый остаточный аустенит характеризуется повышенной устойчивостью при обработке холодом [4,. 5], то для перехода его в мартенсит применялась многократная (циклическая) обработка холодом [6]. При этом после каждой операции глубокого переохлаждения до -60 - 70 °C следовал низкий отпуск при температурах 130 - 140 °C. По мере увеличения числа циклов уменьшается количество остаточного аустенита и возрастает твердость (см. таблицу 1).

Таблица 1

Режимы термической	Закалка 880 ^о С	Закалка + (-60 ⁰ C) – 1 час +	Закалка + 2	Закалка + 3
обработки	- масло	(+130 ⁰ C) – 1 час (1 цикл)	цикла	цикла
Твердость HRC ²	64,2	65,7	66,4	66,8

Для устранения опасности образования в процессе закалки мягких «троститовых пятен» [1, 2] приняли более жесткий режим охлаждения – закалку через воду в масло. В результате на образцах (шайбы толщиной 10 мм) промышленной плавки стали ШХ 15 (0,97% - C; 0,33% - Si; 0,29% - Mn; 1,46% - Cr; 0,005% - S; 0,01% - P; 0,1% - Ni; 0,02% - Ti; 0,06% - Cu) была достигнута твердость 67 – 68 ед. HRC.

Аналогичные результаты были получены на образцах валковой стали 90XC промышленной плавки (0,94% - C; 1,52% - Si; 0,43% - Mn; 1,25% - Cr) см. таблицу 2. Образцы в виде шайб толщиной 3 мм перед высокотемпературной закалкой с ускоренным нагревом в соляной ванне и термоциклированием прошли операцию предварительной подготовки структуры, которая заключалась в закалке с температуры 890 °C в масле с последующим отпуском при 420 – 450 °C. Цель предварительной термической обработки – получение дисперсной феррито – цементитной смеси [7], которая в процессе последующей закалки с ускоренным нагревом способствует получению аустенита, характеризующегося высокой степенью макро-неоднородности по углероду [7]. Согласно литературным данным [7, 8] такой аустенит наиболее полно превращается в мартенсит и прирост твердости составляет 1 - 4 ед. HRC.

Предварительная подготовка структуры, последующая закалка с ускоренным нагревом с 880 0 C через воду в масло и многократная обработка холодом (термоциклирование) по режиму: (- 70 0 C) – 2 часа, воздух + 100 0 C – 2 часа; воздух (3 цикла) позволили получить на образцах валковой стали

² Среднее значение 10 измерений

90ХС твердость 64,0 – 64,5, получаемую после стандартной обработки валков из этой стали по режиму: медленный нагрев в печи до 820 0 С – закалка в масле + отпуск 140 0 С – 2 часа (см. таблицу 2).

Таблица 2³

Влияние режима термической обработки на твердость образцов из стали 90XC промышленной плавки

		Окончательная т	гермическая обработка		
№/пп	Предварительная	Режим		Твердость	
	термическая обработка	окончательной	Обработка холодом	HRC	
		закалки			
1	Общепринятая	Медленный нагрев в	Обработка холодом и	64.0 64.5	
1.	термическая обработка	печи 820 ^о С	отпуск	04,0 - 04,5	
	880.0 we are ± 450.0 1	Vanapauuu vi uappap	Обработка холодом (-70 °C		
2.	$880^{\circ}C - MacJi0 + 430^{\circ}C - 1$		– 2 ч воздух + отпуск 100	67,0-68,0	
	час воздух	800 °C - масло	⁰ С – 2 ч. 3 цикла)		
	020.9C wasta + 450.9C - 2	Vananavuu vi uarnan	Обработка холодом (-70 °C		
3.	$920^{\circ}C - MacJio + 430^{\circ}C - 3$		– 2 ч воздух + отпуск 100	67,0-68,0	
	час воздух	890°C - MacJio	⁰ С – 2 ч. 3 цикла)		
	880 °C	Ускоренный нагрев	Обработка холодом (-70 °C		
4.	880 °C - MacJIO + 430 °C - 3	890°С – через воду в	-2 ч воздух + отпуск 100	68,0-68,5	
	часа воздух	масло	⁰ С – 2 ч. 3 цикла)		
	880.0C wasta + 450.0C 3	Ускоренный нагрев	Обработка холодом (-70 °C		
5.	$660^{\circ}C - MacJI0 + 430^{\circ}C - 3$	890°С – через воду в	-2 ч воздух + отпуск 100	68 - 68,5	
	часа воздух	масло	⁰ С – 2 ч. 3 цикла)		

Вывод.

Использование комплекса технологических приемов: высокотемпературной закалки с ускоренным нагревом через воду в масло, многократной обработки холодом (термоциклирования) и низкого отпуска при температурах 100 - 140 °C позволяет повысить серийных промышленных валковых сталей ШХ 15 и 90ХС с 62 – 64 ед. НRС до 67 – 68, ед. НRС, а опытной 170Х2Ф до 68,5 – 69 ед. НRС. При этом ожидаемая производительность валков из сталей ШХ15 и 90ХС возрастает в 2 – 5 раз

Бибилиография

1. Доронин В.М. Термическая обработка углеродистой и легированной стали. М., Металлургиздат, 1955, 396 с.

2. Гуляев А.П. Термическая обработка стали. - М.: Машгиз, 1960 - 496 с.

3. Сорокин В.Г., Волосникова А.В., Вяткин С.А. и др. Марочник сталей и сплавов. – М.: Машиностроение. 1990. 640 с.

4. Гуляев А.П., Малинина К.А., Саверина С.М. Инструментальные стали. Справочник. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1975. 272 с.

5. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия. 1983. 527 с.

6. А. с. № 1360209 СССР. Способ получения валков холодной прокатки / И.В. Доронин, И.Н. Потапов, Р.И. Ахмедшин и др. // Бюллетень 1987, № 46.

7. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия. 1969. 376 с.

8. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М: Металлургия, 1986. 480 с.

³ При измерении твердости полученные значения округляли до 0,6 ед. HRC. На каждый режим термической обработки готовили по 3 образца; на каждом образце проводили по 10 измерений твердости.

РАЗРАБОТКА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО (В+Г) СПЛАВА СИСТЕМЫ NI-AL-CO: ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА ЭВТЕКТИКИ.

Дроздов А.А., Казанская Н.К., Поварова К.Б.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, povarova@imet.ac.ru

DEVELOPMENT OF EUTECTIC (β + Γ) ALLOY OF NI-AL-CO SYSTEM: DETERMINATION OF EUTEKTIC COMPOSITION

Drozdov A.A., Kazaskaya N.K., Povarova K.B.

The structure and some properties of β NiAl+ γ (Ni,Co,Al) alloys are investigated to estimate possibility to use γ solid solution (f.c.c. crystal lattice) as ductile structure component. The content of β and γ phases in eutectic Ni-Al-Co alloys.

Для одновременного повышения жаропрочности и характеристик пластичности и вязкости разрушения термостабильных сплавов - «естественных эвтектических композитов» на основе металлов, получаемых in-situ при участии алюминидов переходных В реакционном сплавообразовании жидкой фазы (расплава), могут быть использованы «мягкие» пластичные фазы, находящиеся в равновесии с алюминидами на псевдобинарных разрезах тройных диаграмм состояния и выбранные на основании изучения строения соответствующих диаграмм состояния. В равновесии с β NiAl и γ' Ni₃Al находятся металлические фазы со структурой неупорядоченного ОЦК (α), ГЦК (γ) или ГПУ (ε) твердого раствора на основе металлов: α (Cr), α (Mo), α (W), γ (Ni-Fe), γ (Ni-Co), присутствие которых обеспечивает повышение пластичности при низких температурах. Это было реализовано в гетерофазных сплавах типа ВКНА, близких к эвтектическому составу у' Ni₃Al+у Ni (ГЦК упорядоченная L1₀ и ГЦК неупорядоченная кристаллические решетки с малым мисфитом); эвтектика примыкает к у' Ni₃Al (в легированном сплаве может быть до 90 % у' Ni₃Al). В сплаве формируется термостабильная структура, в которой колебания объемных долей у' и у фаз при повышении температуры невелики. Другим удачным примером являются естественные эвтектические КМ β NiAl+α V (Cr, Mo, Cr+Mo) (ОЦК упорядоченная B2 и ОЦК неупорядоченная кристаллические решетки), полученные при НК. ОЦК металлы образуют волокна или пластины в зависимости от величины мисфита для двух ОЦК решеток, материал стабилен до предплавильных температур. Этим способом можно повысить одновременно и трещиностойкость при низких температурах и сопротивление ползучести при высоких температурах. Так KM Ni-33 Al-34 Cr и Ni-33 Al-34 (Cr+Mo) сочетают высокое сопротивление ползучести ~ 160 МПа при скорости ползучести $\varepsilon'=10^{-6}$ с⁻¹ и температуре 1000 °C с удовлетворительной вязкостью разрушения 20-22 МПа·м^{1/2} при комнатной температуре. В наших работах была сделана попытка повышения низкотемпературной пластичности и вязкости разрушения путем формирования в сплаве на основе тугоплавкого NiAl (t_{пл} =1640°С, упорядоченная ОЦК типа В2 структура) включений вязкой составляющей, представляющей собой у твердый раствор с ГЦК неупорядоченной структурой, поскольку ГЦК металлы более пластичны, чем металлы с другими типами кристаллических решеток.

В качестве основы сплавов из двух возможных систем Ni-Al-Co и Ni-Al-Fe, в которых β -NiAl находится в равновесии с γ -Ni твердым раствором с неупорядоченной ГЦК структурой, была выбранна система Ni-Al-Co, в которой имеется достаточно широкая β NiAl+ γ (Ni,Co,Al) область и отсутствуют низкотемпературные превращения в γ (Ni,Co,Al) твердых растворах, свойственные некоторым сплавам Ni-Al-Fe.

Сплавы выплавляли дуговой вакуумной плавкой с нерасходуемым вольфрамовым электродом на медном водоохлаждаемом поду в атмосфере очищенного аргона. Исследовали строение сплавов методами световой микроскопии, микрорентгеноспектрального и рентгеновского фазового анализа, дифференциального термического анализа. Была определена температура эвтектического превращения $L \leftrightarrow \beta + \gamma$ (~1380°C) и показано, что в сплавах с малым содержанием γ -фазы образуется вырожденная эвтектика (оболочки γ -фазы по границам зерен β -фазы). Исследование доэвтектического сплава с ~30 об.% γ -фазы, в том числе легированного Ti, Nb, Cr, Mo, показало, что сплав является термически не стабильным (изменяется соотношение фаз с повышением температуры). В связи с этим было проведено специальное исследование тройных Ni-Al-Co сплавов из (β + γ) области с целью определения интервала концентраций эвтектических или близких к ним термостабильных сплавов.

Сплавы в интервале концентраций (ат. %) (35-45) Ni + (15-25) Al + (35-45) Со исследовали в литом состоянии. Составы некоторых из исследованных сплавов указаны на концентрационном треугольнике (рис. 1). Микроструктуры некоторых из них приведены на рис. 2.



Рис. 2. Микроструктуры сплавов, близких к эвтектическому составу (плавки 1, 2) и заэвтектического состава (плавка 3).

Как видно из рис. 1 и 2 сплавы плавок номер 1 и 2 имеют состав практически эвтектический. Сплав плавки номер 3 является заэвтектическим. В нем присутствуют дендриты первичных выделений γ -фазы – ГЦК твердого раствора Al в (Ni-Co). Определение соотношения фаз в указанных сплавах на концентрационном треугольнике (рис. 1) позволяет установить, что в эвтектических (или близких к эвтектическим) сплавах содержание γ -фазы колеблется в пределах 70±3 об. % (в двойной системе Ni-Al оно составляет 70 об. %). В эвтектических сплавах в тройной системе Ni-Al-Co соотношение γ / β фаз несколько увеличивается по сравнению с двойной системой, однако в связи с более сложной схемой реакций при кристаллизации в тройной системе эвтектическая структура реализуется в более широком интервале концентраций. Чтобы оценить термическую стабильность эвтектики в тройных Ni-Al-Co сплавах необходимо проведение высокотемпературных отжигов.

DFMN-2009

РОЛЬ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ КАРБИДОВ В ПОВЫШЕНИИ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМИСТОГО ЧУГУНА ЛЕГИРОВАННОГО ВАНАДИЕМ Дураков В.Г., Дампилон Б.В.

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

THE ROLE OF PRECIPITATION OF SUPERDISPERSED CARBIDES FOR WEAR-RESISTANCE INCREASING OF ELECTRON-BEAM COATINGS ON THE BASE OF CHROMIUM IRON ALLOYED BY VANADIUM

Durakov V.G., Dampilon B.V.

Structure and wear-resistant of chromic cast iron coatings alloyed by vanadium was studied. Coatings are obtained by electron-beam surfacing in vacuum. Powder composition PGS27+V for surfacing of coatings was used. Vanadium is composed of both primary carbides and eutectic carbides and it is formed superdispersed carbides in the austenitic matrix. The precipitation of secondary carbides V_2C takes place after normalizing (1100^oC) of coatings. Wear-resistance and microhardness of coatings are increased after normalizing.

Современные тенденции в материаловедении конструкционных материалов связаны с созданием упрочняющих и защитных покрытий, обладающих качественно новыми свойствами, функциональными и эксплуатационными характеристиками. Использование износостойких, коррозионностойких, жаростойких, химически стойких покрытий позволяет резко сократить потери металлов и дает возможность повысить качество, надежность и долговечность быстроизнашивающихся деталей машин и механизмов.

В настоящей работе представлены результаты исследования покрытий из белого хромистого чугуна марки ПГС27 легированного ванадием. Выбор хромистого чугуна для электронно-лучевой наплавки обусловлен тем, что этот материал имеет высокое сопротивление износу как адгезионному, так и эрозионному, что связано с образованием первичных заэвтектических и эвтектических трехкомпонентных карбидов (Cr, Fe)₇C₃, обладающих высокой твердостью [1]. Для легирования хромистого чугуна с целью дополнительного дисперсного упрочнения покрытий был выбран ванадий.

Целью настоящей работы является исследование влияния ультрадисперсных карбидов ванадия и хрома выделившихся в процессе нормализации покрытий на их абразивную износостойкость.

Материалы и методы эксперимента.

Покрытия были нанесены методом электронно-лучевой наплавки в вакууме на детали из Ст.3. В качестве наплавочного материала использовался промышленный порошок хромистого чугуна марки ПГС27 (4.3C, 27Cr, 1.6Ni, 1.2Mn, 1Si %вес.) с добавлением ванадия до 6% вес. дисперсностью 150-300 мкм. Структурно-фазовые исследования проводили использованием с микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) на установке «КОМЕВАХ MICROBEAM» и рентгенофазового анализа на установке ДРОН-3. Микротвердость Н_и покрытий определяли на приборе ПМТ-3. Испытания покрытий на стойкость к абразивному изнашиванию проводили согласно 23.208-79 «Метод испытания материалов на износостойкость при трении о ГОСТу нежесткозакрепленные абразивные частицы». Нормализацию образцов с покрытиями проводили в вакуумной печи при температуре 1100°С в течение 1 часа.

Результаты и обсуждение.

Результаты металлографических исследований наплавленных покрытий показали, что их структура представляет собой разветвленную аустенитно-карбидную эвтектику с диспергированной карбидной фазой и содержит первичные заэвтектические карбиды в виде протяженных шестигранных призм (рис.1). Согласно данным рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов основной объем матрицы представлен γ - фазой (аустенит, 95%) и α - фазой (5%). Карбидная подсистема представлена карбидами (Cr,Fe,V)₇C₃ и (Cr,Fe,V)₂₃C₆. Причем основная масса карбидных выделений как первичных (шестигранные призмы), так и эвтектических представляют собой карбид (Cr,Fe,V)₇C₃. Только отдельные мелкие выделения представляют собой карбид (Cr,Fe,V)₂₃C₆. Карбид ванадия рентгенографическим методом не выявляется. Следует предположить, что ванадий находится в связке в виде ультрадисперсных карбидов VC (известно что за счет высокой способности к карбидообразованию ванадий в таких сталях как P6M5, 12X1МФ образует собственные нанокристаллические карбидные частицы которые рентгенографическим методом не выявляются).

Instron Разницу можно измерить> Обращение Обращение Обращение Обращение Обращение Обращение Обращение Обращение

Рис.1 Микроструктура покрытий из хромистого чугуна легированного ванадием: а – после наплавки; б – после нормализации.



Рис.2 Зависимость твердости (HRC), средней микротвердости (Hµ) и коэффициента абразивной износостойкости (K_и) от содержания ванадия в покрытиях из хромистого чугуна легированного

ванадием:

а – после наплавки; б – после нормализации.

Термическая обработка наплавленных покрытий ПГС27+V, за счет процессов выхода атомов ванадия из твердого раствора матрицы и частичной перекристаллизации карбида типа M_7C_3 , приводит к интенсивному выделению субмикрокристаллического (<1мкм) карбида V₂C, рис. 1б. Фазовый состав матрицы после нормализации за счет полного $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения становится однофазным (α - твердый раствор).

Введение в исходную шихту ванадия способствовало изменению свойств покрытий по кривым с максимумом (рис. 2a). Причем наиболее существенное повышение свойств характерно для покрытий прошедших дополнительную термическую обработку (рис. 2б). Максимальное значение износостойкости наблюдается у образцов, в состав покрытий которых дополнительно вводится 4% ванадия.

Выводы:

В процессе электронно-лучевой наплавки порошковых материалов на основе хромистого чугуна ПГС27 с ванадием в покрытиях на основе аустенитной матрицы выделяются карбиды типа M_7C_3 , в состав которых входит ванадий. Термическая обработка данных покрытий за счет процессов выхода атомов ванадия из твердого раствора матрицы и перекристаллизации карбида типа M_7C_3 , приводит к интенсивному выделению субмикрокристаллических (<1мкм) частиц карбида V₂C. В покрытии удается сформировать бимодальное распределение по размерам карбидных частиц, отличающихся фазовым и химическим составом. Крупные карбидные частицы представляют собой карбид типа M_7C_3 , а мелкие - V₂C. Крупные карбидные частицы дополнительно отличаются морфологическим строением: заэвтектические в виде шестигранных призм и эвтектические в виде разветвленных выделений. Данное структурно-фазовое состояние покрытия $\Pi\GammaC27$ -4% V позволяет увеличить его износостойкость в 1.45 раза по сравнению с покрытием $\Pi\GammaC27$.

КРИОМЕХАНИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ДУПЛЕКСНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ Ермишкин В.А., Минина Н.А., *Тамайо П., Кулагин С.П., Кольцов А.Г., Томенко А.К.

ИМЕТ РАН, Москва, Россия; *ИПН, Мехико, Мексика

CRYO-MECHANICAL STRENGTHENING TECHNOLOGY OF DUPLEX STAINLESS STEEL Yermishkin V.A., Minina, M.A., Tamayo P., Kulagin S.P., Koltsov A.G., Tomenko A.K.

The problem of strething of the duplex stainless steel is disscused in this work. For the integral estimation changes in the structural state of the models as a result of deformation their surface it was investigated by the method of the photometric analysis of structural images

Последние тридцать лет ознаменовались стремительным развитием и широким внедрением в промышленность и строительство дуплексных нержавеющих сталей [1].

Рост производства этих сталей происходил на фоне резкого сокращения производства нержавеющих сталей типа 18-8 в странах, занимающих ведущее положение в металлургии Среди дуплексных сталей заметное место занимает сталь 2205MFA производства США. Ее химический состав приведен в таблице №1, а механические характеристики в сравнении со сталью типа 18-8 в таблице №2.

Гаолица №1. ХИМИЧЕСКИИ СОСТАВ СТАЛИ 2205MFA В ВЕС%										
Fe	С	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ν	Р	S	
Осн.	0,03	2,0	1,0	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,2	0,03	0,02	

Таблица №1. Химический состав стали 2205MFA в вес..%

Таблица №2	Механические	свойства	сталей 2205MF	Аи 304	(18-8)
------------	--------------	----------	---------------	--------	--------

Сталь	σ_b , MPa	$\sigma_{0,2}$,MPa	δ,%	φ,%	Твердость
2205MFA	620	450	25	45	HRC-32
304	515	205	40	-	HRB- 92

Механические характеристики сталей в таблице №2 приведены для отожженного состояния.

Следует отметить, что применение азота в качестве аустенизатора в сталях значительно эффективнее никеля. В частности, при построении диаграммы Шефлера в никелевый эквивалент азот входит с коэффициентом 25, тогда как никель берется с коэффициентом равным единице [2]. Химический состав стали 2205MFA позволяет фиксировать в ней двухфазную смесь из аустенита и мартенсита, варьируя содержание аустенита от 20 до 80% в зависимости от режимов термообработки. Ввиду того, что криомеханическое упрочнение оказалось эффективным средством повышения прочностных характеристик в малоуглеродистых сталях, представлялось интересным применить его для упрочнения дуплексной нержавеющей стали [3]. Экспериментальная часть работы была выполнена на плоских образцах из стали 2205MFA. Образцы деформировались растяжением в захватах универсальной испытательной машины У10-10 со скоростью $\dot{\epsilon} = 8,33 \times 10^{-4}$ 1/с. Закаленные образцы, за исключение двух, которые были разрушены при температурах 77 и 293K, подвергались растяжению на малые (менее 3%) деформации для последующего старения. Режим старения подбирался по данным дилатометрических и фотометрических исследований по методу, приведенному в [4]. В таблице №3 приведены механические свойства образцов, доведенных до разрушения.

тиолици лаб. тислин	ruomiqu 3/23. Mexanin teekne ebonerba erum 2203000 rr b nexognow 'n sukusennom eoeroxinin.											
Состояние стали	Т испытания, К	$\sigma_{b},M\Pi a$	σ _{0,2} ,МПа	δ,%								
Исходное	293	936	641	18,58								
Закаленное	293	983	918	7,92								
Закаленное	77	1558	1193	37,18								

Таблица №3. Механические свойства стали 2205MFA в исходном и закаленном состоянии.

Из таблицы видно, что закалка повышает прочностные характеристики исследуемой стали и снижает пластические. Кривые растяжения исследуемой стали в координатах « $\sigma_i - \epsilon_i^{1.2}$ », где индекс і означает истинные, линеаризируются и потому могут быть описаны аналитически формулой вида [5]:

$$\sigma_i = \sigma_o + K \varepsilon_i^{1/2} \tag{1}$$

где: σ₀ – напряжения течения; К- коэффициент параболического упрочнения. Параметры аппроксимации в формуле (1) для образцов, доведенных до разрушения, представлены в таблице №4, здесь же приведены значения работы деформирования образцов до возникновения пластической неустойчивости.

Состояние стали	σ _o ,MΠa	σь ,МПа	$0 < \varepsilon_r < \varepsilon$	А, дж ³ /см						
Исходное	686,93	1046,74	$0 < \epsilon_r < 0,1858$	129.8696						
Закаленное	930,50	434,77	$0 \le \epsilon_r \le 0,0792$	73.7676						
Закаленное	1232,28	1392,43	$0 \le \varepsilon_r \le 0, 32$	409.5386						

Таблица №4. Параметры аппроксимации кривых растяжения стали 2205MFA

Для интегральной оценки изменения структурного состояния образцов в результате деформирования их поверхность исследовалась методом фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) [6]. С этой целью одни и те же участки поверхности рабочей части образцов до и после деформации фотографировалась цифровой фотокамерой.

После введения полученных изображений в компьютер с них снимались спектры яркости отражения видимого света. На рис.1 показаны изображения фрагмента поверхности образца, испытанного при температуре 77К вместе со спектрами яркости отражения видимого света от этого же фрагмента поверхности, снятые до и после деформирования исследуемого образца.



Рис.1. Изображение фрагментов поверхности и спектров яркости отражения от них. а) –до деформации; б) после нее

Фотометрический анализ изображений совместно со спектрами яркости отражения позволяет сделать следующие выводы относительно характера изменений, вызванных деформацией образца: 1) происходит существенное изменение спектральной плотности яркости отражения по сравнению с ее исходными значениями в зонах спектра, где имеет место повышенное поглощение видимого света ; 2) происходит существенное снижение спектральной плотности яркости отражения в зонах спектра с повышенной отражающей способностью видимого света ; 3) максимумы спектров отражения после деформации смещаются в сторону зоны с повышенным поглощением; 4) в результате деформирования происходит резкое повышение поврежденности поверхности исследуемого образца (рис.1).

Литература

1. Stainless Steel Data Book Edmonton : CasTi.v.1. P.238

2. Sedrics A.J. Corrosion of stainless steels. N.Y.: A. Wiley Interscience Publication.1996.P.69

3. Новиков И.И., Ермишкин В.А., Кулагин С.П. и др.Авторское свидетельство №1796132 «Способ механико-термической обработки конструкционных сплавов» 1993. Бюл.№1

4. Ермишкин В.А., Минина Н.А., Федотова Н.Л. Патент на изобретение №23007582007 «Способ дифференциального дилатометрического анализа образцов исследуемых материалов в контрастных структурных состояниях» 2007. Бюл. № 16.

5. Иванова В.С., Ермишкин В.А. Прочность и пластичность тугоплавких металлов и монокристаллов. М.: Металлургия. 1976. 81с.

6. Ермишкин В.А. Фотометрический анализ структурных изображений. Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН М.: Интеракт Наука.2008.С.696-706.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА ПРОЦЕСС НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПЕРЕД РАЗРУШЕНИЕМ В СПЛАВЕ ЭК151 ИД Котельникова Л.В., Жегина И. П., Тренинков И. А.

Россия, ФГУП «ВИАМ», admin@viam.ru

EFFECT OF LOADING CONDITIONS ON THE PROCESS OF DAMAGE ACCUMULATION PRIOR TO FAILURE IN EK151 ID ALLOY Kotelnikova L.V., Zhegina I. P., Treninkov I. A.

Fractographical studies, surface condition examination, X-ray diffraction microanalysis and X-ray crystal analysis were carried out to reveal the evidence of pre-failure in the specimens of EK151 ID alloy tested for tension at 20, 650 and 750 °C both to failure and under fixed loading. It has been shown that the increase in the test temperature results in the increased localization of deformation in the vicinity of an expected failure zone. The increase in the load level causes higher density of slip planes and larger depth of plastic deformation zones.

Своевременное выявление признаков предразрушения сплавов позволит прогнозировать остаточный ресурс работы деталей и конструкций, обоснованно устанавливать дату следующего осмотра, ремонта или замены деталей, что даст возможность существенно снизить риск аварийных разрушений деталей, повысить безопасность эксплуатации.

Как показывает опыт, разрушению предшествует пластическая деформация поверхности материала, на ней возникает микрорельеф (шероховатость) все более выраженный по мере увеличения пластической деформации и приближения момента разрушения материала.

Для выявления признаков предразрушения проводились испытания образцов сплава ЭК151 ИД на кратковременную прочность при 20, 650 и 750 °C и с остановкой испытания после достижения 0,7, 0,8 и 0,9 % от разрушающей нагрузки. Использовался электронный сканирующий микроскоп фирмы «JEOL», дифрактометры D/MAX-2005 фирмы «Rigaku» и ДРОН-3. Для исследований отрезались фрагменты образцов с изломом, длиной 10 мм, а после испытаний без разрушения – длиной 10 мм из центральной части образцов.

Проводился фрактографический анализ, анализ состояния поверхности, микроструктуры и рентгеноструктурный анализ с поверхности и торцевой части образцов.

Было установлено, что при 20 ^оС излом, в основном, внутризеренный (хрупкие фасетки, ямки), разрушение по границам зерен занимает около 15 % поверхности. С повышением температуры испытания наблюдается снижение доли разрушения по границам зерен, изменяется расположение хрупких фасеток с преимущественно перпендикулярного к оси нагружения при 20 ^оС, до наклонного под углом ≈ 45 ^o (рисунок 1).

Анализ состояния поверхности показал, что после испытания при 20 ^оС с разрушением образцов, наблюдается плотный выход плоскостей скольжения, начиная от излома до длины 10 мм (рисунок 2). Наибольшая плотность линий скольжения наблюдается под изломом. При температурах испытания 650 и 750 ^оС высокая плотность линий скольжения наблюдается до длины поверхности около 5 мм от излома, то есть зона пластической деформации сосредоточена вблизи излома.

Анализ поверхности разрушения образцов с фиксированной нагрузкой показал, что при нагрузке $0,9\sigma_{pa3p}$. плотность выхода плоскостей скольжения в средней части образца при 20 ⁰C близка к наблюдаемой при разрушении, при 650 и 750 ⁰C – ниже, присутствуют экструзии. При $\sigma_{max} = 0,8\sigma_{pa3p}$ в образцах, испытанных при +20 ⁰C линии скольжения наиболее плотно расположены в средней части образца, наблюдаются по всей поверхности. При температуре испытания 650 и 750 ⁰C кроме более редких линий скольжения наблюдаются отдельные экструзии. При $\sigma_{max} = 0,7\sigma_{pa3p}$ в образцах, испытанных при 20 ⁰C линии скольжения, в основном, сосредоточены в середине образца. В образцах, испытанных при 650 и 750 ⁰C в средней части линии скольжения единичны, наблюдаются экструзии.

Анализ микроструктуры также показал, что наибольшая плотность плоскостей скольжения во всех случаях наблюдается вблизи излома у поверхности образцов, испытанных до разрушения, и в средней части образцов, испытанных с фиксированной нагрузкой. Чем выше температура испытания, тем более локализована зона наибольшей плотности плоскостей скольжения в непосредственной близости к излому. При нагрузке 0,7 % от разрушающей плотность плоскостей скольжения наименьшая. Рентгеноструктурные исследования выявили различную преимущественную текстуру на поверхности образцов и в центральной части. Так, вблизи излома при 20 ^оС наблюдается

преимущественно ось аксиальной текстуры <111>, при 0,7 ов <111> + <200>; при 0,8 ов <200> + <111>. При 650 °С вблизи излома – оси <111> + <311>. При 0,7 бв – <111> + <220>, при 0,8 бв – <111>. На поверхности образцов во всех случаях наиболее высокие значения отношения I(hkl)/I(111) в сравнении с Ni характерны для плоскости (311) и (220).

Таким образом, установлено, что при кратковременном нагружении на повреждаемость материала оказывает значительное влияние приложенная нагрузка и температура.

Данные фрактографического анализа, анализа микроструктуры и рентгеноструктурные исследования показали, что чем выше температура испытания, тем более локализована деформация вблизи зоны предполагаемого разрушения, чем выше нагрузки, тем больше плотность плоскостей скольжения на поверхности и глубина зоны пластической деформации.





 $a - T_{\text{исп}} = 20 \ ^{0}\text{C}, x \ 500;$ $\delta - T_{\text{Hcm}} = 650 \ ^{0}\text{C}, x \ 1000;$ $B - T_{\mu c \pi} = 750 \ ^{0}C, x \ 500.$

б)





Рисунок 2. Выход плоскостей скольжения на поверхности образца, $T_{\mu c \pi} = 20$ ⁰C. a – у излома, x 1500;

б – l = 10 мм от излома, х 2000.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ БЕСКИСЛОРОДНОЙ МЕДИ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ ИТТРИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

И ПРИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОИСТВА Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Дурыхин М.И.¹, Неклюдов И.М.,

Б., Гальцев А.Б., Дурыхин М.И. , По Борц Б.В., Шевченко С.В.²

Белгородский государственный университет, Россия¹ ННЦ Харьковский физико-технический институт АН, Украина.²

THE INFLUENCE OF THE MICROALLOYING WITH METAL YTTRIUM ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF OXYGEN-FREE COPPER Kamyshanchenko N.V., Galtzev A.V., Durykhin M.I.¹,

Neklyudov I.M., Bortz B.V., Shevchenko S.V.²

Belgorod State University, Russia¹

National Science Center Kharkov Institute of Physics and Technology, Academy of Sciences of Ukraine,

Ukraine²

The paper deals with the results of non oxygenous copper structure research, which has passed a vacuum-inductive recasting (MB) and additionally passed micro alloy building with metal yttrium (MMB).

The received stock materials firstly were under intensive hot molding then experienced further rolling to different stages of squeezing. We have analyzed the structure state and temperature influence during the annealing on received samples. The results of anisotropy effect on strength property have also been presented in the paper.

В работе представлены результаты исследования структуры бескислородной меди, прошедшей вакуумно-индукционную переплавку (МВ) и дополнительное микролегирование металлическим иттрием (ММВ).

Полученные заготовки подвергались интенсивному горячему прессованию и последующей прокатки до разных степеней обжатия. Анализируется состояние структуры, влияние температуры отжига на структуру полученных образцов. Приведены результаты исследования анизотропии на прочностные свойства.

Решение проблем, связанных с улучшением многих физико-механических свойств металлов и сплавов, зависит от состояния образованной структуры.

Современные технологии, учитывающие роль дефектов в образовании структуры и внутренних напряжений в реальных кристаллах, позволяют получать металлы и сплавы с определенными заданными прочностными характеристиками.

Однако повышение механических характеристик кристаллов ограничены предельно возможной плотностью дефектов и термической неустойчивостью дефектной структуры.

Одним из эффективных способов достижения необходимого комплекса прочностных технологических и электрофизических характеристик является микролегирование металлов определенными химически активными элементами. Но при этом желательно избавиться от естественных примесей, имеющихся в любом металле.

В качестве металла исследования была выбрана медь марки МОк, прошедшая дополнительную переплавку в вакуумной индукционной печи. В дальнейшем полученные таким образом слитки будем обозначать как медь марки MB.

В качестве легирующего элемента был выбран металлический иттрий ИтМ в пределах (0,01 – 0,03) мас%. В эксперименте такая медь будет обозначена как медь марки ММВ.

Полученные заготовки поэтапно проходили горячее прессование и прокатку с обжатием до 90%. Полученные после прокатки полосы отжигались в вакууме при 923К в течение 1 часа и дополнительно прокатывались в ленты толщиной 0,5 мм. Образцы вырезались из средней части заготовки по длине прокатанной шины, имеющей однородную структуру.

Перед механическими испытаниями на «INSTRON - 5882» со скоростью 2,25х10⁻³ сек⁻¹ образцы отжигались в вакууме при температурах 423 – 473 – 523 – 573 – 673 – 723 – 773 – 823 – 873 – 973 К в течение 1 часа. Изучение текстуры медных образцов проводилось на дефрактометре ДРОН – 1.0 со сцинтилляционным счетчиком в излучении СиК.

а. Влияние температуры отжига на структуру полос меди МВ и ММВ.

В нелегированной меди МВ при температуре отжига 423 – 473К на фоне тонковолокнистой деформированной структуры наблюдались отдельные центры рекристаллизации – зародыши новых рекристаллизационных зерен.

Для полос меди ММВ при температуре отжига 423 – 523К характерна тонковолокнистая деформированная структура. В отдельных волокнах можно обнаружить зародыши новых зерен.

DFMN-2009

Отжиг при 473 – 523К в меди МВ приводит к развитию первичной рекристаллизации. Объем деформированных волокон полностью заполняется новыми мелкими зернами.

В меди ММВ при этих температурах с содержанием иттрия 0,01% в основном завершается первичная рекристаллизация. В меди ММВ с содержанием иттрия 0,02 – 0,03% процесс первичной рекристаллизации полностью завершается только при отжиге 673К.

При температурах отжига 523 – 573К в меди МВ завершается первичная рекристаллизация с формированием неравновесной разнозеренной структуры. При этом преобладают зерна вытянутые вдоль направления прокатки.

Процесс собирательной рекристаллизации для меди с 0,01% иттрия идет при температуре 673 – 773К, а в меди с 0,02 – 0,03% иттрия при температурах 723 – 873К. При температурах выше 773К для меди с 0,01% иттрия и выше 873К для меди с 0,02 – 0,03% иттрия идет процесс вторичной рекристаллизации.

Средний размер зерен в меди ММВ с 0,01 – 0,02% иттрия после отжига при температурах 773 – 873К в 1,5 – 2 раза меньше, чем у меди МВ, отожженных при аналогичных условиях. В меди с 0,03% иттрия наблюдается наличие более крупных (до 25 нм), по сравнению с медью с 0,02% иттрия, мелкодисперсных выделений.

В меди МВ при температурах отжига 673 – 773К завершается собирательная рекристаллизация. Повышение температуры до 773 – 873К приводит к формированию неравновесной зеренной структуры и развитию процесса вторичной рекристаллизации. При температурах отжига 873 – 973К в процессе вторичной рекристаллизации в меди МВ формируется структура с большим количеством двойников. В меди МВ с суммарным обжатием около 90% с помощью изотермических отжигов в отличие от меди ММВ невозможно сформировать мелкодисперсную равноосную структуру. При штамповке таких полос с глубокой вытяжкой может произойти образование фестонов и сформируются детали с сильно выраженной разнотолщинностью стенок [1,2,3].

б. Влияние температуры испытания на механические свойства меди МВ и ММВ.

Образцы для механических испытаний изготовляли штамповкой из лент толщиной 0,5 мм и ось образца при растяжении совпадала с направлением прокатки ленты. Все образцы перед испытанием отжигались при температуре 793К в течение 1 часа. Данные испытаний приведены в таблице.

	$\sigma_{_b},$ кг / мм 2					$\sigma_{\scriptscriptstyle 0,2},$ кг/мм 2				$\delta,\%$					
Марка меди/ тем.в К	473	573	673	εLL	873	473	573	673	<i>2</i> 773	873	473	573	673	773	873
MB	14,1	11,4	8,3	6,8	3,7	4,3	4,5	4,3	3,9	2,6	52,6	49,8	47,6	42,1	37,6
MMB c 0,01% Y	15,3	12,9	10,4	8,2	5,4	5,4	4,9	5,2	4,2	3,6	55,6	52,0	54,7	57,4	56,8
MMB c 0,02% Y	17,1	14,7	11,7	9,1	6,2	6,2	6,1	5,8	4,8	4,5	55,1	50,3	53,2	60,2	55,4
MMB c 0,03% Y	17,9	15,6	12,6	9,5	6,0	6,3	6,5	5,9	5,1	4,0	51,8	534	55,7	61,0	58,2

Результаты сравнительных испытаний температурной зависимости механических свойств лент меди MB и микролегированной меди с содержанием иттрия 0,01 – 0,03% показали, что лучшим сочетанием прочностных и пластических свойств при температурах 293 – 873К обладает медь MMB. Добавки иттрия устраняют «провал пластичности» меди в интервале температур 573 – 873К, повышают прочностные характеристики меди во всем исследуемом интервале температур.

Таким образом, микролегирование меди иттрием приводит к повышению температуры рекристаллизации, обеспечивает формирование более мелкой структуры, способствует улучшению механических характеристик по сравнению с аналогичными свойствами, наблюдаемыми в образцах из меди MB.

Литература.

- 1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов./ Перевод с анг. под. ред. Любова В.Я. М.: Мир, 1972. 408 с.
- 2. Вассерман Г., Гревен И. Текстура металлических материалов./ Перевод с нем. под. ред. Бродкиной М.М. М.: Металлургия, 1969. 654 с.
- 3. Микляев П.Г., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18H10T Кашаев Р.М, Нагимов М.И.

Россия, г. Уфа, ИПСМ РАН, n_marsel@mail.ru

INFLUENCE OF TEMPERATURE AND STRAIN RATE ON MECHANICAL BEHAVIOR OF STAINLESS STEEL 12X18H10T Kashaev R.M., Nagimov M.I.

The paper considers the results of compression tests of samples out of stainless steel 12X18H10T performed at temperatures $(800 - 1000)^{0}$ C and strain rates $(1*10^{-4} - 1*10^{-1})$ s⁻¹.

Проведена серия испытаний образцов из нержавеющей стали 12Х18Н10Т на осадку при температурах T= (800⁻¹000) ⁰С и скоростях деформации ξ =(1*10⁻⁴ – 1*10⁻¹) с⁻¹. По результатам испытаний построены истинные кривые напряжение σ - деформация е при постоянной температуре и скорости деформации. На кривых σ - е можно выделить два участка (стадии) – начальной деформации и стабильного течения. На начальной стадии практически отсутствует линейный участок, характерный для упругой деформации, пластическое течение материала начинается при малых напряжениях и приводит к относительно резкому увеличению σ . Исследования механического поведения показали, что для начальной стадии характерно не только деформационное упрочнение, но и значительная нелинейная упругость материала. Наклон начального участка возрастает с повышением скорости деформации. На стадии стабильного течения при постоянной скорости деформации в исследованном диапазоне температур и скоростей деформаций практически отсутствует деформации, но существенно от скорости деформации, поэтому в случае установившегося течения можно пренебречь деформационным упрочнением или разупрочнением.



Зависимость напряжения течения стали 12Х18Н10Т от температуры и скорости деформации

На основе кривых σ - е была построена зависимость напряжения течения и коэффициента скоростной чувствительности материала от температуры и скорости деформации на участке стабильного течения. Напряжение течения металла повышается с уменьшением температуры и с увеличением скорости деформации, например, в исследованном температурно-скоростном диапазоне снижение температуры деформации на 100 ^оС эквивалентно увеличению скорости деформации в 100 раз.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА НАНОРЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ХОЛОДНОКАТАННЫХ ПЛАТИНОВЫХ ФОЛЬГ Корсуков В.Е., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А., Буйнов А.Л.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия E-mail: vjacheslav.korsukov@mail.ioffe.ru

EFFECT OF ANNEALING ON THE NANO SCALE SURFACE RELIEF OF COLD-ROLLED Pt FOILS Korsukov V.E., Knyazev S.A., Korsukova M.M., Obidov B.A., Buinov A.L.

The effect of various regimes of cold-rolling, polishing, cleaning and annealing in ultra-high vacuum on the surface relief of Pt foils has been studied by LEED and AFM. It was found that by optimizing these regimes one can prepare Pt foils with atomically clean and atomically flat surfaces with a structure closely resembling the surface structure of platinum single crystal, Pt (111)1x1. The results obtained open a prospect for application of specially prepared Pt foils as subsrates for growing nanoscale islet structures.

Механическое и температурное воздействие на морфологию поверхности металлов важно не только для изучения и улучшения их механических свойств, но и для других областей, в частности для катализа и создания наносенсорных газоанализаторов [1]. Для получения структур, перспективных для изготовления наносенсоров, в качестве подложек используются монокристаллы Pt, на которых выращиваются монослойные островковые окислов Ti, V, Ce [2]. Ранее нами было показано, что при холодной прокатке и отжиге платиновых фольг можно получить совершенные участки поверхности, от которых картины дифракции медленных электронов (ДМЭ) приближаются к картинам ДМЭ от монокристаллов [3,4]. В перспективе возможно использование таких фольг вместо дорогостоящих монокристаллов Pt в качестве подложек для получения ультратонких пленок металлических окислов.

Поверхность холоднокатаных фольг платины очищали и отжигали в сверхвысоком вакууме. Методами дифракции медленных электронов (ДМЭ) и атомной силовой микроскопии (ACM) исследовали влияние температурного режима рекристаллизации на атомную структуру и рельеф поверхности. В картинах дифракции измеряли полуширину дифракционных пятен в радиальном и латеральном направлениях. Из полуширины пятен в радиальном направлении оценивали эффективный размер атомно гладких площадок, дающих вклад в дифракцию. Из полуширины пятен в латеральном направлении оценивали разориентацию этих площадок. Для анализа были выбраны дифракционные картины при одинаковых энергиях первичных электронов E_p= 225eV (отражение происходит от верхнего слоя атомов). Зависимость полуширины рефлексов от температуры отжига при энергии первичных электронов 225 eV представлена на рис.1(a,b). Видно, что минимальная полуширина дифракционных рефлексов как в радиальном, так и в латеральном направлениях достигается при температуре 1770°К. Однако при дальнейшем увеличении температуры отжига происходит ухудшение картин дифракции. Точечные рефлексы свидетельствуют о том, что на поверхности расположены плоские участки, линейные размеры которых больше длины когерентности. Длина когерентности ДМЭ составляет величину ~ 10нм. Поскольку ширина пучка составляет величину порядка 0,1мм, то получение дифракционных картин, аналогичных картинам от поверхности монокристалла говорит о том, что атомные решетки поверхности на плоских участках имеют одинаковую ориентацию (с точностью до 1⁰).

На рис.2. показаны ACM изображения поверхности рекристаллизованной фольги в различных масштабах. Видно, что существуют участки поверхности, где на протяжении 4000 Å рельеф поверхности атомно гладкий (рис.2с,d). Таким образом, путем варьирования режимов прокатки, полировки, очистки и отжига Pt фольг в сверхвысоком вакууме нам удалось получить атомно чистые и атомно гладкие поверхности со структурой, близкой к структуре поверхности монокристалла Pt (111)1x1.





Рис.2 Рельефы отожженной поверхности платины при температуре 1770К.

Литература

- 1. Sedona F., Rizzi G.A., Agnoli S., Llabres I Xamena F.X., Papageorgiou A., Osterman D., Sambi M., Finetti P., Schierbaum K. and Granozzi G. Phys. Chem. **B**, **109**, 24411 (2005).
- 2. Berner U. and Schierbaum K.-D. Phys. Rev. **B**, **65**, 235404-1 (2002).
- 3. Князев С.А. и Корсуков В.Е. ФТТ, 47, 876 (2005).
- 4. С.А. Князев, В.Е. Корсуков, М.М. Корсукова, И.И. Пронин, К Schierbaum. ЖТФ, 77, В. 5, 140 (2007).

DFMN-2009

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЛОКИРУЮЩИХ КОЛЕЦ СИНХРОНИЗАТОРОВ ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ ЛАТУНИ МАРКИ ЛМцАЖН НА ВОЛЖСКОМ АВТОЗАВОДЕ Копыл М.Д., Азизбекян В.Г. Россия, ОАО «АВТОВАЗ» УЛИР, MD.Kopyl@vaz.ru

THE STUDY OF THE REASONS OF THE FORMING THE CRACKS IN PROCESS OF THE FABRICATION BLOCKING RINGS OF THE SYNCHRONIZERS FROM BRASS OF THE MARK CU-MN-AL-FE-NI ON VOLZHSKIY CAR PLANT Kopyl M.D., Azizbekyan V.G.

The alloy Cu-Mn-Al-Fe-Ni is biased to delayed to destruction. The main reasons of the destruction: remaining stresses first and the second type, nature of the alloy (the contents α -phase). The possibility of the quantitative determination of the value and sign of the remaining stresses, as well as contentses α -phase have allowed to correct the technological processes of the fabrication of the pipes and blocring rings of the synchronizers, practically completely avoid forming the cracks.

Сплав ЛМцАЖН склонен к задержанному разрушению. Основные причины разрушения: остаточные напряжения первого и второго рода, природа сплава (содержание α-фазы). Возможность количественного определения величины и знака остаточных напряжений, а так же содержания αфазы позволили скорректировать технологические процессы изготовления труб и блокирующих колец синхронизаторов, практически полностью устранить трещинообразование.

Блокирующие кольца синхронизаторов на задне- и полноприводные (мод. 2123) автомобили LADA изготавливаются из сплава ЛМцАЖН 59 – 3,5 – 2,5 – 0,5 – 0,4, поставляемого ОАО «АВТОВАЗ» в виде прессованных труб размером 74/73х63,5 мм Кольчугинским и Ревдинским заводами ОЦМ (далее по тексту ЛМцАЖН, КЗОЦМ, РЗОЦМ). Годовая потребность колец синхронизаторов составляет 1,5-2,0 млн. штук.

Технологический процесс изготовления колец синхронизаторов выглядит так: одновременная порезка четырех труб ленточной пилой с применением эмульсии на кольцевые заготовки высотой 14 мм – галтовка – мойка – предварительная механическая обработка заготовок (обточка, расточка, нанесение фасок) – штамповка (печной нагрев $780 \pm 10^{\circ}$ С, время выдержки 12 мин.) – обрубка наружного и внутреннего облоя – 100% ручная разбраковка по высоте звука (тусклый или глухой звук – трещины или расслоение) за смену до 5,5 тыс. штук – черновая механическая обработка – «старение» (390 ± 10°С в течении 4 часов) – окончательная механическая обработка. Черновая и окончательная механическая обработки осуществляются на автоматических линиях. При попадании дефектной заготовки происходит остановка линии, ее переналадка, замена инструмента.

В отдельные дни или месяцы независимо от времени года уровень брака по трещинам на заготовках блокирующих колец синхронизаторов составил от 10 до 30 % (норма 0 %).

Перед специалистами автозавода были поставлены 2 задачи: установить причину разрушений и выработать меры, направленные на устранение разрушений.

Считается, что причинами появления трещин, в принципе, могут быть 3 фактора: агрессивное воздействие окружающей среды, наличие остаточных напряжений в трубах или деталях и природы самого сплава.

Наблюдениями в течение 5 лет установлено, что разрушения не связаны с временем года и коррозией под напряжением: фасетки, грани и границы зерен не содержат продуктов коррозии.

Второй фактор разрушений более реален: если величина эмпирического критерия задержанного разрушения больше 0,7 – 0,8 условного предела текучести материала, то в последнем появляются трещины. Эмпирический коэффициент задержанного разрушения - σ^{0}_{3} определяется как сумма максимальных напряжений первого (σ^{I}) и второго (σ^{II}) рода.

Возникновение остаточных напряжений первого рода связано исключительно с операцией правки труб. Расчет остаточных напряжений первого рода производился по формуле Андерсона – Фальмана :

где Е, μ - модуль Юнга и коэффициент Пуассона материала (для ЛМцАЖН Е= 10500 кгс/мм²; μ = 0,37); t – толщина стенки, мм; $\Delta \phi$ - расхождение (схождение) наружных кромок за вычетом толщины режущего инструмента, мм; D_{cp} – средний диаметр трубы.

Однако не всегда остаточные напряжения первого рода определяют склонность к задержанному разрушению. Немаловажную роль при этом играют напряжения второго рода, определяемые по величине уширения интерференционной линии β-фазы при съемке на рентгеновском дифрактометре.

Взаимосвязь между напряжениями первого и второго рода, количеством α-фазы и химическим составом представлена в табл. 1.

1 401111												
Образец	Остаточные напряжения, кгс/мм ²			$\sigma_{0,2,}$	Содержание	Химический состав, масс. %				cc. %		
	напряжения, кгс/мм		N C/WIVI	и-фазы,								
	I рода	II рода	Σ		объем. %	Cu	Mn	Al	Fe	Ni		
С трещиной	2	42	46	40	2	58,1	3,1	2,3	0,35	0,46		
Без трещины	14	11	25	40	12	59,8	3,2	2,5	0,40	0,49		

TT 7 1	D			
Таолина	Взаимосвязь	параметро	з определяющих	к пазпушение
таолица т.	DJumiocDhJD	nupuneipo	, определлющи	с разрушение

Так как остаточные напряжения второго рода напрямую связаны с количеством α-фазы, определяемой природой сплава, то есть ее химическим составом, важно прогнозировать ее количество уже на стадии выплавки по цинковому эквиваленту:

$$Zn_{\mathfrak{I}} = \frac{Zn + \sum k_{i} \cdot C_{i}}{Cu + Zn + \sum k_{i} \cdot C_{i}} \cdot 100, \% \quad (2)$$

где Cu, Zn – фактическое содержание соответственно меди и цинка как основных элементов, масс. %;

С_і – содержание в твердом растворе і-го элемента (легирующего или примеси);

k_i - соответствующий коэффициент эквивалентности.

Итак, разрушение труб и заготовок блокирующих колец синхронизаторов, изготовленных из сплава ЛМцАЖН, не связано с воздействием окружающей среды, а обусловлено высоким уровнем остаточных напряжений первого и/или второго рода; недостаточным количеством α-фазы.

В качестве мер, предупреждающих задержанное разрушение при переработке латунных труб из сплава ЛМцАЖН на Волжском автозаводе ограничена величина остаточных напряжений первого рода до 10-12кгс/мм², содержание α -фазы в сплаве должно быть не менее 5 – 7%, а меди \geq 58,5%. Введенные ограничения позволили свести уровень брака по трещинам к нулю.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖСЗ6ВИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НА INSTRON-3382 Кузнецов В.П, Лесников В.П., Хадыев М.С., Попов Н.А.

Россия, УГТУ-УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, turbomet@e1.ru

THE MECHANICAL CHARACTERISTIC And STRUCTURE MONOKRISTALLICHESKOGO ALLOY ZHS36VI AT SPRAIN ON INSTRON-3382

Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Hadyev M.S., Popov N.A.

The Explored mechanical characteristic monokristallicheskin alloy ZHS36VI with orientation <001> at sprain in interval of the temperature 25...1000°C. The fine structure of the alloy is Studied after sprain under different temperature. It Is Installed that alloy from with one crystal ZHS36VI has a high short characteristic in interval of the temperature 20...1000°C, which greatly exceed the similar characteristic of the known foreign alloy SMSX-4.

Исследованы механические свойства монокристаллического сплава ЖС36ВИ с кристаллографической ориентацией <001> при растяжении стандартных образцов на INSTRON-3382 в интервале температур 25...1000°С. изучена тонкая структура сплава методом дифракционной микроскопии тонких фольг на просвет с использованием электронного микроскопа ЭМВ 100Л и растрового электронного микроскопа «Philips SEM 535» после растяжения при температурах 25, 700, 800, 900 и 1000°С.

На рис. 1 показана кривая растяжения при 25°С, а полученные прочностные свойства сплава ($\sigma_{0,2}$ =862МПа, σ_{B} =1059МПа, δ =19,7%, ψ =18,9%) удовлетворительно совпадают с данными паспорта на сплав ЖС36ВИ.



Рис. 1. Кривая растяжения образца из сплава ЖСЗ6ВИ при 25°С

Структура сплава ЖСЗ6ВИ в деформированной зоне образцов показана на рис. 2. Плоские заготовки для тонких фольг вырезали перпендикулярно и параллельно продольной оси образцов с кристаллографической ориентацией [001]. В сплаве, деформированном при 25, 700, 1000°С, не выявлено принципиальных различий основной (γ + γ') – структурной составляющей, для которой характерны:

 Сохранение в большей части объема сплава достаточно правильной кубоидной формы частиц γ'-фазы.

• Локализация деформационных процессов преимущественно в тонких прослойках ү-фазы, тогда как плотность дефектов в ү'-частицах относительно не велика.

• Образование ТПУ-фаз в сплаве не обнаружено.



Рис. 2. Тонкая структура сплава ЖСЗ6ВИ [001] после деформации при 25°С (а, б), после 700°С (в, г) и после 1000°С (д- поперечное сечение, е – продольное).

Монокристаллический сплав ЖС36ВИ имеет высокие кратковременные свойства в интервале температур 20...1000°С и существенно превосходит по свойствам известный зарубежный сплав CMSX-4.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Та И Re Лесников В.П., Кузнецов В.П., Конакова И.П

Россия, УГТУ-УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, turbomet@e1.ru

VYSOKOTEMPERATURNAYA LONG TOUGHNESS MONOKRISTALLICHESKIH ALLOY, LEGIROVANNYH Ta And Re Lagnikov V. P. Kuznetsov V. P. Konskova J. P.

Lesnikov V.P., Kuznetsov V.P., Konakova I.P.

In work are presented results of the studies of the fine structure, phase composition and long toughness монокристаллических alloy ZHS32VI and ZHS36VI with кристаллографической orientation <001>. It Is Shown that without carbon from one crystal alloy ZHS36VI possesses the more high structured phase stability, than alloy ZHS32VI.

Прогресс в повышении длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) был достигнут при легировании их такими элементами, как тантал и рений. Однако объем имеющихся экспериментальных данных по механическим свойствам и длительной прочности ЖНС явно недостаточен для расчета прочности и долговечности турбинных лопаток с монокристаллической структурой.

В работе исследованы тонкая структура, фазовый состав и длительная прочность монокристаллических сплавов ЖС32ВИ и ЖС36ВИ с кристаллографической ориентацией <001>.

После проведения оптимальной термообработки для сплава ЖС36ВИ типична однородная, дисперсная (ү+ү') структура с очень высокой объемной долей упрочняющей ү'-фазы (75%) размером 0,3 – 0,4 мкм. В межосных участках размер ү'-частиц достигает ~ 1 мкм. Каких-либо вторичных выделений ТПУ – фаз и карбидов не обнаружено.

Для сплава ЖС32ВИ [001], легированного Re и Ta, после проведения термообработки характерна следующая структура: однородная по размеру и форме γ' - фаза (~0,5 мкм) в ($\gamma+\gamma'$) структурной составляющей в дендритной ячейке; в межосном пространстве присутствуют глобули $\gamma'_{_{3BT}}$, и эвтектические выделения первичных карбидов (Ta, Nb)C.

Оба сплава обладают высокой ликвационной неоднородностью, которая не устраняется при термообработке: такие элементы сплава, как W, Re, Cr, Co, концентрация в осях дендритов (($\gamma+\gamma'$), а Al, Ta, Nb – межосном пространстве и глобулях $\gamma'_{_{3BT}}$

Увеличение количества ү'-фазы и улучшение ее морфологии способствовали значительному росту длительной прочности сплава ЖСЗ6ВИ (рис. 1).



Рис. 1. Кривые длительной прочности сплава ЖСЗ6 ВИ при 975°С с различным размером частиц γ'-фазы (1-1 мкм, 2-0,35 мкм).

Под действием высоких температур и напряжений в монокристаллическом сплаве происходит сращивание частиц ү'-фазы и образование рафт- структуры. С увеличением напряжений эта структура огрубляется и искажается. Образование ТПУ- фаз в сплаве не обнаружено.

DFMN-2009

Исследование тонкой структуры сплава ЖС32ВИ после высокотемпературных выдержек на воздухе (T=1030...1250°C) и определена длительная прочность образцов (рис. 2).



Рис. 2. Длительная прочность сплава ЖС32ВИ [001] (σ=275МПа, T=975°С) после высокотемпературной выдержки образцов на воздухе.

Для сплава ЖС32ВИ характерно прежде всего возникновение интерметаллидных фаз (σ, µ) на основе тугоплавких элементов (Та, Re, Mo, W). Соответственно, эти процессы наиболее активно развиваются в осях дендритов. Альтернативная карбидная реакция типа МС→М6С выражена относительно слабо, очевидно как вследствие дефицита металлических элементов, так и из-за высокой стабильности первичных карбидов МС на основе Та и Nb.

Безуглеродистый монокристаллический сплав ЖС36ВИ обладает более высокой структурной фазовой стабильностью, чем сплав ЖС32ВИ, и не склонен к образованию ТПУ-фаз в процессе испытаний при высоких температурах и напряжениях.

СТРУКТУРА И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu-Al-Ni Деформированного сжатием

¹ Матлахов А.Н., ¹ Матлахова Л.А., ¹ Мотта А.К., ² Колмаков А.Г., ² Севостьянов М.А.

¹Университет Штата Рио де Жанейро, Кампус, Бразилия, <anatoli@uenf.br>

² Институт Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

STUCTURE AND ELASTIC MODULUS OF MONOCRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOY DEFORMED BY COMPRESSION

Matlakhov A.N., Matlakhova L.A., Motta A.C., Kolmakov A.G., Sevostianov M.A.

Shape memory alloys (SMA) have been used in several mechanic actuators. In the present work a monocrystalline Cu-13.7%Al-4.2%Ni (wt.%) alloy was submitted to compression tests. These tests were carried out in an INSTRON machine, model 5582. The alloy's structural characterizations in the initial state and after the tests were made by optic microscopy and X-ray diffraction. The modulus of elasticity was determined using the stress-strain curves. It was determined a pseudo-yield plateau around 80 MPa corresponding to a 9.2% of deformation followed by elastic deformation. It was found that in this plateau the phase composition changes with the deformation and the elasticity modulus decreases its magnitude. This modulus to increase its magnitude in higher levels of deformation. The anomalous behavior reveals a loss of rigidity of crystalline lattice during the reverse martensitic transformation induced by deformation.

Сплавы на основе меди принадлежат к группе металлических материалов проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ), связанный с обратимыми мартенситными превращениями (ОМП) протекающими при деформации и/или термоциклировании. Особый интерес представляют монокристаллические сплавы Cu-Al-Ni, в которых ОМП протекают в относительно узком интервале температур и их структура является устойчивой к накоплению необратимой пластической деформации. В настоящей работе изучено влияние циклической деформации сжатием на структуру и модуль упругости монокристаллического сплава Cu-13,7% Al-4,2%Ni (вес.%).

Монокристаллический сплав был получен в Санкт-Петербургском Государственном Политехническом Университете и поставлен в виде цилиндрического слитка (\emptyset =4,0 мм; L=200 мм). Механические испытания сплава проводили на установке INSTRON-5582, со скоростью деформации 0,1 мм/мин, в течение которых один образец (4,0 х 8,485 мм) подвергали семи последовательным циклам деформации сжатия с разгрузкой. Модуль упругости определяли по тангенсу угла наклона касательной на упругом участке кривой деформации. Исследование структуры сплава выполнено с помощью рентгеноструктурного анализа (ДРОН-3М) и оптической микроскопии (NEOPHOT-32; OLYMPUS-BX41M). Температуры ОМП в исходном сплаве были определены методом дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC-2010): M_s =51 °C; M_f =20 °C; A_s =27 °C; A_f =75 °C.

На Рис. 1 представлены кривые деформации сплава, полученные в каждом цикле испытания и смещенные на величину остаточной деформации образца в предыдущем цикле сжатия. Кривые деформации сплава при 5-и циклах испытания характеризуются упругим участком и площадкой псевдотекучести, которая соответствует напряжению сжатия 70-90 МРа, причем на 5-ом цикле, с увеличением напряжения до 113 МРа, на кривой появляется второй участок упругой деформации (б). На 6-ом и 7-ом циклах, при напряжении сжатия до 412 и 830 МРа, соответственно, деформация сплава происходит только по упругому механизму.

Изменение модуля упругости сплава при его циклической деформации сжатием, рассчитанного для каждого цикла испытания и представленного в виде зависимости от аккумулированной деформации (Рис. 2), хорошо согласуется с изменением структуры сплава, которое происходит на площадке псевдотекучести вследствие переориентации мартенсита и протекания ОМП.

При реализации 4-х циклов деформации (Рис. 3), структура исходного сплава, представленная мартенситной β'_1 и высокотемпературной β_1 фазами со следами мартенситной γ'_1 и R (Al₇Cu₄Ni) фаз, существенно изменяется в направлении $\beta'_1+\beta_1+((\gamma'_1+R))\rightarrow\beta_1+\beta'_1+(R+\gamma'_1)$, что сопровождается уменьшением модуля упругости сплава до 63 GPa. При последующих циклах деформации, фазовый состав сплава не изменяется и представлен R и β_1 фазами, однако модуль упругости резко возрастает до 190 GPa, что связано с увеличением объемной доли R фазы в сплаве.

Микроструктура сплава в исходном состоянии (Рис. 4а) имеет типичный мартенситный рельеф, который практически исчезает после 7-го цикла деформации сжатием (Рис. 4б).



Рис. 1. Кривые деформации для каждого цикла сжатия сплава Cu-13,7Al-4,2Ni (1-7).



Рис. 2. Модуль упругости для каждого цикла сжатия сплава Cu-13,7Al-4,2Ni (1-7).



Рис. 3. Дифрактограммы сплава Cu-13,7Al-4,2Ni в исходном состоянии (0) и после каждого цикла сжатия (1-7).



Рис. 4. Морфология сплава Cu-13,7Al-4,2Ni в исходном состоянии (а) и после 7-го цикла сжатия (б).

СТРУКТУРА И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ ЗАКАЛЕННЫХ И НАГРЕТЫХ ДО 800 °C Ti-Nb-3%Al СПЛАВОВ ¹ Матлахова Л.А., ¹ Матлахов А.Н., ¹ Оливейра Х.К.П., ¹ Сардинья Н.А., ² Белоусов О.К., ² Гончаренко Б.А., ² Заболотный В.Т. ¹ Университет Штата Рио де Жанейро, Кампус, Бразилия, <lioudmila@uenf.br> ² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

STRUCTURE AND ELASTIC MODULUS ON TEMPERED AND HEATED TO 800 °C Ti-Nb-3% Al ALLOYS Matlakhova L.A., Matlakhov A.N., Oliveira H.C.P., Sardinha N.A.,

Belousov O.K., Goncharenko B.A., Zabolotnyi V.T.

In this work was studied the effect of composition on the structure, microhardness and elastic modulus of tempered and heated to 800 °C Ti-Nb-3%Al alloys (heated to β stable region), varying the content of niobium as β -stabilizer element from 15% to 38% (wt.%) and keeping constant the content of α -stabilizing element - aluminum. Alloys of this system show high corrosion resistance, phenomenon of damping due to the high internal friction and non-elastic effects. Structural analyses of the alloys were performed by optical microscopy, microhardness and X-ray diffraction. Dynamic elastic modulus of the alloys was determined at the normal temperature and during heating up to 800 °C.

Титан и его сплавы, обладающие уникальным сочетанием свойств, находят широкое применение в различных областях техники и медицины. В закаленных титановых сплавах, присутствие метастабильных и мартенситных фаз способствует проявлению ими неупругих эффектов (НЭ), включая высокое внутреннее трение, сверхупругость и эффект памяти формы. Устойчивость метастабильной структуры является важной эксплуатационной характеристикой этих сплавов, поскольку модуль упругости, микротвердость и электросопротивление достаточно чувствительны к изменению фазового состава и существенно изменяются при фазовых превращениях.

В настоящей работе изучены структура, микротвердость и модуль упругости сплавов системы Ti-(15-38)%Nb-3%Al (вес.%), в которых возможно проявление НЭ после их закалки и нагрева.

Сплавы были приготовлены из высокочистых металлов в вакуумной электродуговой печи, с 5 переплавами, гомогенизированы и сформованы в горячем состоянии. Конечная термообработка состояла в отжиге сплавов в вакуумированных кварцевых ампулах (1000 °C; 5ч) с последующей закалкой в воду. Структурные исследования выполнены с помощью оптической микроскопии (NEOPHOT-32) и ренгеноструктурного анализа (URD-65 и ДРОН-2). Модули упругости сплавов, в процессе их нагрева от комнатной температуры до 800 °C, определяли динамическим резонансным методом (ELASTOMAT-FERSTER), рассчитывая значения по продольным и изгибным частотам.

Фазовый состав сплавов в состоянии после закалки и нагрева до 800 °С представлен в таблице. Выявлено, что после закалки структура сплава с 15%Nb состоит из мартенсита α' со следами α'' . При большем содержании Nb, увеличивается содержание α'' фазы, а свыше 26%Nb появляется высокотемпературная β фаза, которая в сплаве с 38%Nb является единственным фазовым компонентом. Таким образом, при увеличении содержания Nb от 15 до 38%, фазовый состав закаленных сплавов изменяется в направлении: $\alpha' \rightarrow \alpha' + \alpha'' + ((\omega)) \rightarrow \alpha'' + (\beta) \rightarrow \beta$. Нагрев закаленных сплавов существенно изменяет их структуру, однако не приводит к полностью равновесному состоянию. Например, в сплавах с 15-26%Nb, кроме основной α фазы, присутствуют в небольшом количестве α'' , α' и ω фазы, а в более легированных сплавах (32-38%Nb) основной является высокотемпературная β фаза со следами α , α' , α'' и ω фаз. Данные рентгеноструктурного анализа фазового состояния сплавов хорошо согласуются с их микроструктурой.

Сплав	Фазовый сост закалки от 1000 °С	ав сплава после: нагрева до 800 °С
Ti-15Nb-3Al	$\alpha' + ((\alpha''))$	$\alpha + ((\alpha' + \alpha'' + \omega))$
Ti-22Nb-3Al	$\alpha' + \alpha'' + ((\omega))$	$\alpha + \alpha' + \beta + ((\alpha''))$
Ti-24Nb-3Al	$\alpha'' + \alpha'$	$\alpha + (\alpha' + \alpha'' + \omega)$
Ti-26Nb-3Al	$\alpha'' + ((\alpha' + \beta + \omega))$	$\alpha + (\alpha''/\alpha') + ((\beta+\omega))$
Ti-32Nb-3Al	$\alpha'' + (\beta) + ((\alpha'))$	$\beta + (\alpha) + ((\alpha''/\alpha'))$
Ti-38Nb-3Al	β	$\beta + ((\alpha + \alpha' + \alpha'' + \omega))$

Микротвердость закаленных сплавов с мартенситной структурой (15-24%Nb), возрастает с увеличением содержания Nb (Puc. 1a). С появлением и ростом β фазы (26-32%Nb), микротвердость уменьшается, достигая минимума в сплаве со структурой β (38%Nb). После нагрева, микротвердость сплавов с 15-26%Nb значительно понижается и в более легированных сплавах близка к закаленным сплавам. Высокие значения микротвердости в сплавах с 24-26%Nb, после закалки, и с 24-32%Nb, после нагрева, можно связать с присутствием упрочняющей ω фазы. Изменение модуля упругости закаленных сплавов в зависимости от содержания Nb, рассчитанного по продольным и изгибным резонансным частотам (Puc. 1б), является аналогичным изменению микротвердости: наблюдается максимум при 24%Nb и затем резкое падение модуля.

Измерение модуля упругости закаленных сплавов при их нагреве показало, что в сплавах с 15 и 22%Nb, Рис. 2(1,2), модуль уменьшается, достигает минимального значения при 700 и 610 °С и при более высоких температурах увеличивается. Такое изменение модуля с температурой связано с превращением мартенситной фазы в стабильную а фазу и ее последующим превращением в устойчивую β фазу. В сплавах с 24, 26 и 32%Nb и структурой, в основном, α", Рис. 2(3,4,5), модуль уменьшается, достигая минимальных значений при 530, 420 и 250 °C, затем увеличивается с ростом температуры до максимальных значений при 640, 630 и (380-430) °С и снова уменьшается. В сплаве с 38%Nb и структурой β фазы, Рис. 2(6), модуль аномально увеличивается с температурой до максимального значения при 480 °С и при дальнейшем нагреве уменьшается. Отмеченные минимумы модуля упругости связаны с мартенситным превращением $\alpha'' \rightarrow \beta$, критический интервал которого с увеличением содержания ниобия смещается к более низким температурам и, в случае сплава с 38%Nb, располагается ниже 25 °C. Метастабильные фазы в закаленных сплавах, в условиях повышенной диффузии, могут претерпевать ряд превращений, включая расслоение твердого раствора, формирование зон обогащенных и обедненных ниобием и их превращение в устойчивые фазы, делая невозможным проявление НЭ. В системе Ti-Nb-3%Al, ОМП $\alpha'' \leftrightarrow \beta$ можно ожидать в сплавах содержащих более 26%Nb, для которых минимальные значения модуля достигаются при температурах ниже 420 °C. При эксплуатации титановых сплавов, предотвращение диффузионного распада метастабильных фаз остается важным дополнительным условием для реализации НЭ.







Рис. 2: Модуль упругости закаленных сплавов Ti-Nb-3A1 в зависимости от температуры их нагрева
ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co И Fe-Ni-Al-Co-Cu Миляев И.М., Миляев А.И., Юсупов В.С., Пруцков М.Е.

Россия, ИМЕТ РАН, mprmf@mail.ru

FORMATION OF THE HIGH-COERCIVITY CONDITION IN NANOSTRUCTURED MAGNETICALLY HARD ALLOYS OF SYSTEM Fe-Cr-Co AND Fe-Ni-Al-Co-Cu Milyaev I.M., Milyaev A.I., Yusupov V.S., Pruckov M.E.

It is offered to consider in the capacity of leading process which subordinates to itself all other processes forming a high-coercivity condition in alloys Fe-Cr-Co in Fe-Ni-Al-Co-Cu, ordering or in high-magnetic to a phase Fe-with, or in low-magnetic matrix Ni-Al which proceeds as phase change of the first kind, causing thus necessity supporting a fixed degree of overcooling with critical speed of cooling.

Магнитотвердые дисперсионно-твердеющие сплавы Fe-Cr (20—40%)-Co (5—25%), содержащие до 5% легирующих ферритообразущих элементов (Al, Si, Nb, Ti, Mo, V и др.), были вторично открыты после В. Костера [1] в самом начале 1970-х годов проф. Х. Канеко с сотр. [2] и нашли промышленное применение для производства постоянных магнитов с середины 1980-х годов [3].

Общепринятой точкой зрения на процесс формирования высококоэрцитивного состояния в этих сплавах является представление о распаде высококоэрцитивного ОЦК α -твердого раствора, протекающем по спинодальному механизму, на две изоморфные ОЦК фазы $\alpha_1+\alpha_2$, одна из которых (α_1) обогащена железом и кобальтом, а другая (α_2)-хромом. Благодаря специфике спинодального механизма распада метастабильного α -твердого раствора, священной с формированием концентрационных волн [4,5], обеспечивается получение микроструктуры, в которой частицы сильномагнитной α_1 -фазы (точнее концентрационные неоднородности—кластеры α_1 -фазы) периодически распределены в слабомагнятвой α_2 -матрице.

Выбирая определенные параметры термической обработки, добиваются такого развития процесса, когда на первой высокотемпературной стадии старения при обработке на изотропное состояние или на сталии изотермической термомагнитной обработки (ИТМО) при обработке на состояние, т.е. стадии формирования морфологии микроструктуры анизотропное на высококоэрцитивного состояния, размер частиц α_1 -фазы не превышает 40-50 нм (размер однодоменности, который и обеспечивает высокую коэрцитивную силу сплава). После проведения первого отпуска (или ИТМО) проводят серию отпусков при болев низких температурах в соответствии с фазовой диаграммой системы Fe-Cr-Co [6], в ходе которых α_1 -фаза еще в большей степени обогащается железом и кобальтом, а α_2 -матрица — хромом, магнитная изоляция частиц α_1 зы улучшается, коэрцитивная сила и все гистерезисные магнитные свойства (в том числе остаточная индукция, максимальное энергетическое произведение) возрастают.

Аналогичный механизм формирования высококоэрцитивного состояния имеет месо в магнитотвердых сплавах системы Fs NiAl-Co-Cu [7].

Практика термической обработки магниотвердых сплавов систем Fe-Cr-Co и Fe-NiAl-Co-Cu показывает, что максимальные значения магнитных гистерезисных свойств можно получить только при непрерывном охлаждении сплавов после проведения ИТМО (первого высокотемпературного отпуска) с критической скоростью либо при проведении многоступенчатых отпусков, при которых температура каждой последующей ступени отпуска отличается от температуры предыдущей ступени на строго определенную величину (для сплавов Fe-Cr-Co не более чем на 20—30°C). Факт необходимости проедения охлаждения сплава с критической скоростью в процессе термической обработи или проведения специфического многоступенчатого отпуска для получения максимальных магнитных гистерезисных свойств до настоящего времени не получил логически обоснованного объяснения.

С целью дать возможное объяснение этого установленного опытным путем факта рассмотрим более подробно другие экспериментальные данные, связанные с термической обработкой дисперсионно-твердеющих сплавов систем Fs-Cr-Co и Fe-Ni-Al-Co-Cu. В частости, в процессе изучения магнитотвердых сплавов Fe-Cr-Co были установлены следуюие закономерности:

• при уменьшение содержания кобальта в сплаве снижается скорость распада высокотемпературного α-твердого раствора, характеризуемая оптимальной скоростью охлаждения

сплава после проведения ИТМО, с 10°С/ч при 23—25% Со, до 6—7°С/ч при 15% Со, до 3°С/ч при 10% Со, до 1°С/ч при 5% Со и до 0,5°С/ч при 2% Со.

• процесс окончательного формирования высококоэрцитивного состояния в зависимости от содержания кобальта в сплаве заканивается при разных температурах. Так. для сплавов содержащих 28—26% Со, старение заканчивают при 530°С, для сплавов с 15% Со—при 540°С и для сплавов с 510% Сопри 500°С (при этом чем меньше содержание кобальта э сплаве, тем более длительная выдержка при 500°С требуется для получения максимальных значений коэрцитивной силы);

• величина коэрцитивной силы сплавов Fe-Cr-Co по-видимому, скорее зависит от содержания хрома и дополнительных легирующих элементов, таких как молибден и вольфрам, чем от содержания кобальта;

• вне зависимости ст содержания кобальта в сплаве процесс начала формирования зысококоэрцитивного состояния в анизатропных сплавах, т.е. в сплавах, подзергнутых ИТМО, начинается приблизительно при одной и той же температуре–температуре ИТМО 640°С.

Экспериментальное доказательство ведущей роли процесса упорядочения Fe-Co получено при исследования ранних стадий распада высокотемпературного α-твердого раствора сплава 25Х15КА методом эффекта Мёссбауэра [8], для которых было показано, что распад начинается с сбразовавия кластеров α_1 -фазы, обогащенных кобальтом. В то же время согласно данным исследований процессов термической обработки этого же сплава методом калориметрия наличие тепловых эффектов при температурах каждой ступени отпуска можно связать с про цессом упорядочения Fe-Co в сильвомагнитной α_1 -фазе. Поэтому, чтобы процесс распада высокотемпературного α-твердого раствора шел в соответствии с фазовой диаграммой, при термической обработке требуется либо обеспечение критической скорости охлаждения для достижения требуемого переохлаждения, необходимого для успешного протекания процесса упорядочения Fe-Co, либо проведение ступенчатого отпуска о небольшим переохлаждением каждой последующей ступени, ибо в противном случае происходит своего рода закалка н процесс распада прекращается.

Выводы:

1. Предложена модель, объясня-ющая влияние содержания кобальта в магнитотвердых сплавах на основе систем Fe-Cr-Co и Fe-Ni-Al-Co-Cu уа кинетику формирования магнитных гистерезисных свойств, в которой основное влияние из процесс формирования высокоэрцитивного состояния оказывают процессы упорядочения в магнитных фазах, возникающих в ходе расслоения высокотемпературного α-твердого раствора.

2. Предложено объяснение оптимальной термической обработки рассматриваемых магнитотвердых сплавов, представляющей собой охлаждение с критической скоростью в области расслоения высокотемпературного α-твердого раствора, на основе протекания процессов упорядочения в сильно- и слабомагнитвой фазах как фазовых превращений первого рода. Литература:

- 1. Pat. Deatschm Patentamt DE PS 588052 / Koster W. 1936 г.
- Kaneko, H New ductile permanent magnet of Fe-Cr-Co system / H. Kaneka, M. Homma, K. Nakemura // Magnetism and Magnetic Materials : AIP Conf. Proc., 1971 / Amer. Inst. of Physics. N.Y.: Lancaster Press., №5. P. 1088 1092.
- 3. Никаноров В.Б., Селезнёв А.П., Яковлев Б.А., Миляев И.М. «Универсальный сплав для гистерезисных и магнитоэлектрических преобразователей энергии». Труды Московского энергетического института, 1985, вып. 67, стр. 109 – 113.
- 4. Cahn J.W. "On spinodal decomposition". Acta Mttallurgica, 1961, v. 9, p. 795 801.
- 5. Cahn J.W. "Spinodal Decomposition". Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1968, v. 242, 166 180.
- 6. Kaneko H., Homma M., Nakamura M., Okada M. and Thomas G. "Phase diagram of Fe-Cr-Co permanent magnet system". IEEE Transactions on Magne-tics, 1977, MAG-13, 1325-1327.
- 7. Лившиц Б.Г., Львов В.С. «Высококоэрцитивные сплавы на железо-никель-алюминиевой основе». Москва, Металлургиздат, 1968, 158 стр.
- 8. Сидорова Г.В., Корнеев В.П., Миляев И.М., Коваленко Л.В., Ефименко С.П. «Исследование структурных изменений в сплаве Fe-Cr-Co на начальной стадии процесса формирования высококоэрцитивного состояния». Металлы, 1997, №6, 90-92.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЕ ПРИРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР ЗОЛОТА

Молчанов В.П., Медведев Е.И., Юдаков А.А.*

Россия, г. Владивосток, Дальневосточный геологический институт ДВО РАН, E-mail: Vpmol@mail.ru *Россия, г. Владивосток, Институт химии ДВО РАН

INVESTIGATION SHAPING NATURAL NANOSTRUCTURES GOLD <u>V.P. Molchanov</u>, E.I. Medvedev, Ydakov A.A. Far East Geological Institute, FEB of RAS, Vladivostok, Russia, Vpmol@mail.ru Institute chemistry, FEB of RAS, Vladivostok, Russia

Abstract. First data on the finding of natural nanostructures of gold on the ilmenite surface are presented. Two models (hypogene and hypergene) of the unusual nanostructures formation have been examined. The information obtained about the formation of natural nanoobjects can be of use in the.

В последнее время в геологической литературе заметно возросло число работ, посвященных наноминералогии золота. При широком охвате проблемы в целом, нельзя не отметить отсутствия в них сведений о природных золотых наноструктурах. Восполнить этот пробел помогут результаты исследования в ультрамалом масштабе каменного материала, отобранного из обнажений горных пород и делювиальных отложений Фадеевского рудно-россыпного узла расположенного на юге Дальневосточного региона, в непосредственной близости от сопредельных районов Китая.

Авторами были изучены гравитационные концентраты крупнообъемных проб рыхлых отложений северной части узла с применение методов сканирующей электронной микроскопии, что позволило выявить на поверхности зерен ильменита, одного из основных минералов этих концентратов. примазки наноразмерных обособлений природного ртутистого золота. Доминирующую роль в их кристаллизации играет пленка, фрагментально покрывающая поверхности отдельных кристаллов ильменита. Размеры фрагментов достигают 60-80 мкм при толщине 100-200 нм. Элементный состав пленочных наноматериалов довольно необычен: помимо Au (85-88 мас.%) и Нд (3-5 мас.%), определяющих видовой состав индивидов, в них присутствует N, C, O, Ti и Fe в количествах, не превышающих первые мас.%. Металлические пленки наноразмерной толщины являются весьма широко распространенными структурами. Так, металлические пленки, в том числе и золотые, обнаружены на алмазах. Это позволило А.Б. Макееву и др. (1999) выдвинуть гипотезу о формировании алмазов в мантии в растворе углерода среди расплава самородных металлов. Кроме металлических пленок, на алмазах были установлены первичные включения ильменита. В ряде минералов-спутников месторождений России среди алмаза присутствуют платиноилы (изоферроплатина), амальгама золота, самородная ртуть, хромшпинелиды, гранаты - практически тот же спектр минералов, что и в тяжелой фракции россыпей изученного узла.

При детальном изучении поверхности металлических пленок фиксируется три типа наноиндивидов: трубки, спирали и сфероиды. Наиболее широкое развитие получили трубчатые формы длиной до 6 – 7 мкм при внешнем диаметре до 0,8 – 1,0 мкм. Толщина стенок трубчатых образований не превышает 100 нм. Главным компонентом нанотрубок является Au (80-89 мас.%), в меньших количествах присутствует Hg (2-5 мас.%). Четких тенденций в распределении этих элементов в пределах нанотрубок, как впрочем и вышеупомянутых нанопленок не просматривается. Неоднородность составов наноструктур, возможно, является следствием их кристаллизации из газовой фазы рудоносных флюидов.

Набор основных примесей нанотрубок тот же, что и у нанопленок: С, О, N, Ti, и Fe (0,5-2,0 мас.%). Реже встречаются Al, Rb, Br (до 2 мас.%). Примечателен факт снижения содержаний, Ti и Fe по мере удаления от минеральной матрицы – ильменита (FeTiO₃), что, вероятно, можно объяснить особенностями их сингенетического происхождения. Нанотрубкам, кроме того, свойственна обратная зависимость между содержаниями N и O. Образование второго типа наноиндивидов – спиралей – увязывается, с процессом геликоизации свертывания наноиндивидов, берущем свое начало из электронного строения атомов. Длина спирализующихся нанотрубок достигает 3-4 мкм при диаметре – 100-200 нм. Состав наноспиралей сходен с таковым вышеупомянутых наноиндивидов. Изменения химизма обусловлены падением концентраций Au (78-83 мас.%) и отсутствуем Fe, Ti.

Другое интересное наблюдение связано с обнаружением сфероидальных индивидов размерами менее 100 нм. Элементный состав последних аналогичен рассмотренным выше разновидностям, что свидетельствует об общности рудоносных флюидов, из которых они

образовались. Обеднение сфероидов Au (до 65 мас.%) и обогащение примесями О – 13мас.%, С – 7мас.%, Si – 3,2 мас.%), по-видимому является отражением общих тенденций в формировании различных типов наноиндивидов, обусловивших структурные преобразование металла.

Просматривается сходство изученных наноструктур с обнаруженной ранее ассоциацией наночастиц природной амальгамы золота и киновари. В сущности, состав золотых нанопленок, нанотрубок, наноспиралей и наносфероидов близки по составу к сухим восстановленным флюидам глубинного происхождения.

Для объяснения причин возникновения необычных наноструктур золота предлагается рассмотреть две модели формирования: гипогенную и гипергенную. Первая из них основана на предположении об эндогенной природе ассоциации ильменита с ртутистым золотом, пространственно сопряженной с глубинными (мантийного заложения) разломами, по которым осуществлялась дегазация жидкого ядра Земли. Из данных Томсона Н.И. и др. (1993) следует, что мантийный флюид весьма насыщен летучими углеродистыми соединениями, водородом, азотом. Качественный состав мантийных газов свилетельствует 0 восстановительной среде минералообразования.

По-видимому, по участкам проявления аурамальгамы можно распознавать разломы глубинного заложения, используемые в качестве путей движения Hg-содержащих флюидов, в которых ртуть ассоциирует с «мантийным» гелием. Вероятно, находки наночастиц природного ртутистого золота можно рассматривать, как свидетельство флюидной дегазации Земли, проявляющейся в процессе тектоно-магматической активизации в осадочном чехле окраин Ханкайского террейна.

В сущности, изученные золотые нанопленки, нанотрубки, наноспирали и наносфероиды близки по составу к сухим восстановленным флюидам глубинного происхождения. Одним из свидетельств этого может послужить сходное поведение компонентов в золотых наноструктурах и газах кимберлитов.

Возникновение наноструктур золота на поверхности ильменитов может быть связано с влиянием локальных электромагнитных полей, возникающих в процессе их совместной транспортировки. Согласно справочным данным, ильменит относится к числу ферромагнетиков – минералов с высокой степенью магнитной восприимчивости. Макрозолото, наоборот, тяготеет к диамагнетиков, в отличие от ферромагнетиков обладающих отрицательной магнитной группе восприимчивостью. В то же время, по данным японских исследователей Ү. Ymamoto, T. Miura, T. Teranshi at all., (2004), наночастицы золота могут проявлять ферромагнитные свойства. Электродвижущая сила, возможно, и невелика, но создаваемого электрического поля достаточно для появления на поверхности зерен ильменита тонких пленок ртутистого золота. Возможен и другой механизм образования наноструктур золота. Основываясь на гипотезе А.Б Макеева и др. (1999), можно предположить рост ильменита в мантии вслед за алмазом из углеродсодержащего расплава самородных металлов. Концентрации углерода в изученных зернах ильменита достигают 3,0 мас.%, в наноструктурах золота – 10 мас.%. В транспортировке ильменита с примазками ртутистого золота, также как и платиноидов, могли принимать участие интрузии ультраосновных пород, на что в свое время указывал и С.А. Щека с соавторами (1991).

Другая модель связана с предположением о том, что золотые наноструктуры на ильменитах могут образовываться в гипергенных условиях путем восстановления металлов из растворенных в воде соединений золота и ртути. Эта версия представляется маловероятной, поскольку для фазовых переходов при формировании нанотрубок, наноспиралей и наносфероидов, нужны более высокие температуры, чем в зоне гипергенеза. Однако, исследование возможностей участия этих процессов в образовании наноструктур представляет значительный научный интерес, поскольку подобными экспериментами занималась природная лаборатория.

В прикладном отношении обнаружение природных наноструктур золота открывает широкие возможности для развития разного рода нанотехнологий. Так, сравнение изученных природных и синтезированных золотых нанотрубок выявляет почти полное их внешнее и внутреннее сходство, указывающее на сходство механизмов природного и техногенного роста наноиндивидов. Благодаря своим уникальным электрофизическим, физико-химическим и геометрическим свойствам золотые нанотрубки являются весьма перспективным материалом для применения в различных областях науки и техники. Разработка методов производства золотых нанотрубок является одним из ведущих направлений в химии наноматериалов. При создании технологии синтеза исскуственных нанотрубок могут быть полезны данные по образованию природных нанообъектов.

ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МАЛОПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ, УПРОЧНЕННОЙ КАРБИДАМИ ТИТАНА Морозов Ю.Д., Саркиц И.Г., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. Россия, ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, IQS12@yandex.ru, morozov@cherrmet.net

STRENGTH AND FRACTURE RESISTANCE OF LOW PEARLITE STEEL HARDENED WITH TITANIUM CARBIDES. Y.Morozov, I.Sarkits, G.Filippov, O Chevskaya. Russia, I.P.Bardin TSNIICHERMET.

ABSTRACT

This paper describes the effect of titanium microalloying on hardening of low carbon steel. Influence of control rolling schedules on structure and mechanical properties of steels with various titanium content was studied. It was shown the possibility to achieve strength level of 600 MPa with high toughness in titanium bearing steel. The most favourable combination of strength, toughness and cold resistance was obtained in steel with titanium content 0,06-0,09% and sulfur content less than 0,005%.

Высокие требования к трубным сталям для магистральных трубопроводов по прочности, вязкости, хладостойкости, свариваемости выдвигает задачу совершенствования составов трубных сталей, обеспечивающих с одной стороны требуемый уровень свойств, а, с другой, - минимальное содержание дорогостоящих микролегирующих элементов, таких как ванадий и ниобий. В этой связи, представляет интерес исследование возможности, если не полной, то хотя бы частичной замены этих элементов на более дешевые, например, титан.

Известно, что титан является весьма эффективным карбонитридообразующим элементом [1-3]. Однако, высокая термодинамическая активность титана по отношению к азоту и углероду не позволяет использовать его для микролегирования сталей контролируемой прокатки из-за трудности получения титана в несвязанном состоянии. В тоже время, установлено, что титан оказывает влияние на торможение процесса рекристаллизации. Однако, это влияние слабее, чем у ниобия. Наиболее эффективное торможение процесса рекристаллизации титан оказывает в области температур чистовой прокатки ниже 900°С. Такое действие титана связывают с выделением дисперсных карбидов титана, в связи с чем сообщалось о возможности использования упрочнения за счет этих выделений для достижения прочности 600 H/мм² у сталей, подвергнутой контролируемой прокатке, или после контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением [1].

Целью настоящей работы было исследование возможности использования титана в качестве микролегирующей добавки в низколегированных сталях с прочностью 600 Н/мм² вместо ниобия и ванадия.

Материалом исследования служили плавки сталей типа 10Г2. В качестве легирующих добавок использовали марганец (от 1,35 до 2,05%), кремний (~0,35%), никель (0,3%), титан (до 0,15%).

Прокатку проводили по контролируемому режиму на полосу толщиной 12 мм. Температура конца прокатки составляла 730°С. После завершения прокатки охлаждения полос осуществляли на воздухе. Поскольку основными механизмами упрочнения малоперлитных низколегированных сталей являются твердорастворное, структурное и дисперсионное, для получения требуемого уровня прочности важно исследовать влияние основных легирующих элементов (углерода и марганца) на комплекс механических свойств титансодержащей стали типа 10Г2Т.

Повышение содержания углерода от 0,05 до 0,12% увеличивает прочностные свойства, при этом относительное удлинение практически не изменяется. Ударная вязкость снижается на от 170 до 90 Дж/см². Увеличение прочностных свойств и уменьшение вязких объясняется ростом количества перлита с 3-5% до 15-20%.

Повышение содержания марганца от 1,1 до 1,7% приводит к повышению прочностных характеристик (на 200 Н/мм²) с незначительным ухудшением относительного удлинения (на 2%). Ударная вязкость при всех температурах испытания так же увеличивается (примерно на 20 – 25 Дж/см²). Увеличение прочностных и вязких свойств связано со снижением температуры фазового превращения, что приводит к измельчению структурных составляющих.

Оценка переходной температуры по наличию 100% вязкой составляющей в изломах ударных образцов показала, что T₁₀₀ не зависит от содержания марганца.

Как отмечалось выше, титан обладает высокой термодинамической активностью, не только по отношению к углероду, но и к азоту. Поэтому закономерности упрочнения карбидами титана изучали

на сталях с различным содержанием азота (0,07 и 0,013%). Кроме того, поскольку ударная вязкость таких сталей зависит от степени чистоты, исследовали стали с различным содержанием серы (от 0,003 до 0,020%).

Увеличение содержания титана в стали типа 10Г2 повышает предел текучести и временное сопротивление. Интенсивность упрочнения составляет примерно 14 Н/мм² на 0,01% титана. Сталь с низким содержанием азота имеет наибольшую интенсивность упрочнения – 27 Н/мм² на 0,01% титана. При содержании титана 0,06% все плавки обеспечивали уровень прочности 600 Н/мм².

Относительное удлинение при увеличении содержания титана монотонно снижается, но при содержании титана 0,10% остается выше 22%. Во всех случаях уровень относительного удлинения на плавках с низким содержанием азота выше, чем с высоким.

Влияние титана на низкотемпературную вязкость зависит от содержания в стали азота и серы. Титан при содержаниях его выше равновесного с азотом оказывает модифицирующее действие на сульфиды, благодаря чему ударная вязкость стали, содержащей 0,02% серы, при упрочнении титаном на 100 H/мм² остается практически на одном уровне, а в плавках, содержащих 0,01% серы и 0,007% N даже повышается на 8 Дж/см² при содержании титана 0,10%. На плавках с низким содержанием серы (0,003%) ударная вязкость имеет экстремальный характер. При увеличении содержания титана выше 0,06% ударная вязкость начинает снижаться, что связано с образованием крупных нитридов титана.

Микроструктура стали феррито-перлитная с размером ферритного зерна около 4 мкм, с повышением содержанием содержания титана от 0,02% до 0,10%, доля перлита снижется от 15% до 5%. Исследование тонкой структуры опытного металла показало, что образовавшийся феррит имеет повышенную плотность дислокаций с тенденцией к образованию ячеистой структуры. В отдельных зернах феррита обнаруживается субзеренная структура. Цементит перлита тонкопластинчатого типа с межпластинчатым расстоянием ~0,1 мкм, размеры карбидов титана составляют 0,01 - 0,05 мкм.

Обработка кальцием приводит к уменьшению размера как нитридов, так и карбидов титана ~ в 2 раза. Исследования показали, что титан входит в состав сложных сульфидов модифицированных кальцием. В стали с высоким содержанием серы количество выделившихся частиц увеличивается. Кроме квадратных нитридов и округлых карбидов титана наблюдаются частицы чечевицеобразной формы 0,1-0,2 мкм (предположительно фазы карбосульфидов титана).

Выводы

- 1. Изучены закономерности упрочнения карбидами титана малоуглеродистой стали, подвергнутой контролируемой прокатке, при различном содержании в ней углерода, марганца, серы и азота.
- 2. Показана принципиальная возможность упрочнения карбидами титана малоперлитной марганцевой стали, не содержащей добавок ниобия и ванадия до уровня 600 Н/мм² при сохранении низкотемпературной вязкости (КСV⁻¹⁵) не менее 90 Дж/см².
- 3. Упрочняющий эффект карбидами титана увеличивается с понижением содержанием азота (27 Н/мм² на 0,01% титана при содержании азота 0,007% и 14 Н/мм² на 0,01% титана при содержании азота 0,013%), поэтому титансодержащую сталь целесообразно выплавлять с низким содержанием азота (н.б. 0,007%), применяя специальную обработку.

Список литературы

- 1. Контролируемая прокатка Погоржельский В.И., Литвиненко Д.А., Матросов Ю.И., Иваницкий А.В., М., «Металлургия», 1979, 184 с.
- 2. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д. и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М., «СП'Интермет Инжиниринг, 1999 г., 90 с.
- 3. Международный семинар «Современные тенденции разработки и производства сталей и труб для магистральных газонефтепроводов»/ Сб. докладов М.: Металлургиздат, 2009. -102 с илл.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ (NB, MO,B) НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ γ-TIAL

Оленёва Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М., Хисматуллин Т.Г.

Россия, Учреждение Российской Академии Наук ИПСМ РАН, г. Уфа, oleneva-t@mail.ru

THE EFFECT OF NB, MO, B ON MICROSTRUCTURE AND TENSILE MECHANICAL PROPERTIES IN CAST γ-TIAL ALLOYS

Oleneva T.I., Imayev V.M., Imayev R.M., Khismatullin T.G.

Gamma-based titanium aluminides are currently being considered for near-term applications in the aerospace and automotive industries, owing to their low density and attractive high-temperature properties. However, our current knowledge of microstructure/property relationships in gamma-based alloys is limited. In this work, the microstructure and tensile mechanical properties of cast β -solidifying γ -TiAl alloys subjected to heat treatment are considered. The results showed that strength properties and the room temperature ductility of the alloys were quite high in comparison with those of other γ alloys in as-cast condition.

Интерметаллидные сплавы на основе фазы γ-TiAl, благодаря низкой плотности и привлекательным высокотемпературным свойствам, имеют значительный потенциал для использования в ближайшем будущем в авиа-, автомобилестроении вместо жаропрочных никелевых сплавов и сталей. Однако низкие технологические свойства, такие как низкая пластичность, при комнатной температуре (T_{комн}), ограниченная технологическая пластичность, высокий разброс механических свойств, препятствуют широкому промышленному использованию этих сплавов. Для повышения технологических свойств и сохранения при этом жаропрочности, необходимо оптимизировать составы сплавов и режимы термической/термомеханической обработки (TO/TMO) с тем, чтобы получать как можно более однородную микроструктуру с относительно малым размером зерен и преимущественно или полностью пластинчатой морфологией, которая необходима для обеспечения жаропрочности. В частности, интерес представляет развитие литейных γ-TiAl сплавов, в которых требуемые структурно-фазовые состояния достигались бы уже в литом состоянии.

В настоящей работе исследовались лабораторные слитки (\emptyset 95×170 мм) сплавов Ti-43,3Al-4,9(Nb,Mo,B) и Ti-45Al-6,2(Nb,Mo,B). Указанные сплавы относятся к затвердевающим полностью через β -фазу, что обеспечило лучшую химическую однородность по сравнению с перитектически затвердевающими γ -TiAl сплавами, а легирование Nb, Mo и B обеспечило при кристаллизации слитка формирование относительно мелкозернистой структуры (d=50-60 мкм) с преимущественно пластинчатой морфологией. В работе оптимизированы условия TO/TMO и получены однородные микроструктурные состояния преимущественно пластинчатого типа. Проведены микроструктурные исследования и выполнены механические испытания на растяжение образцов сплавов. Показано, что благодаря использованному подходу достигается сравнительно высокая прочность и улучшенная в сравнении с другими литыми сплавами пластичность при T_{комн}. С уменьшением скорости охлаждения после отжига в $\alpha/(\alpha+\gamma)$ фазовой области или повышением температуры заключительного старения пластичность сплавов возрастала. В работе обсуждаются возможности дальнейшей оптимизации микроструктуры и механических свойств γ -TiAl сплавов.

РАЗРУШЕНИЕ МОНО- И ПОЛИ-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Cu-Al-Ni ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

¹ Перейра Е.К., ¹ Матлахова Л.А., ¹ Матлахов А.Н., ² Араужо К.Ж., ³ Палий Н.А.

¹ Университет Штата Рио де Жанейро, Кампус, Бразилия, <elainecp@uenf.br> ² Университет Штата Параиба, Кампина Гранди, Бразилия ³ Институт Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

FRACTURE OF MONO- AND POLY-CRYSTALLINE Cu-Al-Ni ALLOYS SUBMITTED THE DEFORMATION BY COMPRESSION Pereira E.C., Matlakhova L.A., Matlakhov A.N., Araújo C.J., Palii N.A.

The Cu-Al-Ni alloys, based on the intermetallic Cu₃Al, belong to the family of metallic alloys that undergo reversible martensitic transformation. In this work, monocrystalline and polycrystalline Cu-Al-Ni alloys were studied. X-ray diffraction, differential calorimetry, optical microscopy analyses and compressive deformation tests were used to characterize the alloys. The fracture surface was analyzed by scanning electron microscopy. Analyses showed that although the alloys possess comparable chemical composition, structure and critical temperatures, they present different mechanical behavior and fracture surface.

Сплавы Cu-Al-Ni принадлежат к широкой группе металлических материалов, проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ), связанный с обратимыми мартенситными превращениями (ОМП).

Основной целью данной работы было изучение поведения моно- и поли-кристаллических сплавов (МКС и ПКС) Cu-Al-Ni, подвергнутых деформации сжатием, вплоть до их разрушения.

МКС Сu-13,7%Al-4,2%Ni (вес.%) и ПКС Cu-13,7%Al-4,0%Ni (вес.%) были получены в Санкт-Петербургском Государственном Политехническом Университете (Россия) и в Университете Штата Параиба (Бразилия) и поставлены в виде цилиндрических (5х200 мм) и прямоугольных (25х25х5 мм) слитков, соответственно. Исследования структуры, морфологии разрушения и термических характеристик сплавов выполнены с помощью оптической микроскопии (NEOPHOT-32), сканирующей электронной микроскопии (SSX-550), рентгеноструктурного анализа (XRD-7000; Cu- K_{α}) и сканирующей дифференциальной калориметрии (DSC-2010). Деформацию сжатием образцов МКС (5х5 мм) и ПКС (5х5х5 мм) проводили на установке INSTRON-5582, при 25 °C, со скоростью деформации 0,1 мм/мин.

Установлено, что состав исходного МКС (Рис. 1a) представлен мартенситной β'_1 и высокотемпературной β_1 фазами, являющимися основными компонентами сплава, и небольшим количеством промежуточной R фазы. Состав исходного ПКС (Рис. 1б) представлен мартенситными β'_1 и γ'_1 фазами и небольшим количеством β_1 и R фазами.

Микроструктура исходного МКС состоит из нескольких крупных блоков с определенной коллективной ориентацией мартенситных ламелей (Рис. 2а). В исходном ПКС, ориентация мартенситных ламелей является различной в каждом зерне (Рис. 2б). Микроскопический аспект мартенситных фаз в МКС и ПКС является идентичным: мартенсит β'_1 имеет игольчатую морфологию и мартенсит γ'_1 наблюдается в виде ламелей, перекрещенных в V.

Критические температуры ОМП в исходных сплавах определены как: M_s =51 °C, M_f =20 °C, A_s =27 °C, A_f =75 °C (МКС) и M_s =51 °C, M_f =6,2 °C, A_s =18,8 °C, A_f =63,7 °C (ПКС).

При механических испытаниях сжатием МКС, на кривой его деформации выявлены три характерных участка (Рис. 3а): участок упругой деформации (1), площадка псевдотекучести (2) и второй участок упругой деформации (3). На площадке псевдотекучести, накопление обратимой деформации, связанной с ЭПФ, происходит вследствие переориентации мартенситных ламелей и протекания ОМП. На участке (3), сплав, со структурой сформировавшейся на площадке псевдотекучести, снова упруго деформируется и хрупко разрушается при 1300 МРа. Морфология поверхности разрушенного сплава (Рис. 3б) имеет ручьистый узор и линии скольжения, обусловленные протеканием ОМП.

При механических испытаниях сжатием ПКС, на кривой его деформации выявлены только два характерных участка (Рис. 4а): протяженный участок (1) упругой деформации и относительно узкий участок (2) пластической деформации, после чего сплав хрупко разрушается при напряжении 1200 МРа. Упругое поведение сплава связано, по-видимому, с самоаккомодацией мартенсита, ОМП и переориентацией мартенсита в зернах. Морфология поверхности разрушенного сплава (Рис. 4б) является типичной для межзеренного хрупкого разрушения, при этом в сколе зерен наблюдаются линии скольжения, обусловленные протеканием ОМП.



Рис. 1. Фазовый состав исходного моно- (а) и поли- (б) кристаллического сплава Cu-Al-Ni.



Рис. 2. Микроструктура исходного моно- (а) и поли- (б) кристаллического сплава Cu-Al-Ni.



Рис. 3. Кривая напряжение-деформация и поверхность разрушения монокристаллического сплава.



Рис. 4. Кривая напряжение-деформация и поверхность разрушения поликристаллического сплава.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА УСТАЛОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т ПО ХАРАКТЕРИСТИКАМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ НЕУПРУГОСТИ

Писаренко Г.Г., Бабуцкий А.И., Майло А.Н.

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

THE INFLUENCE OF HIGH-ENERGY PULSE TREATMENT ON THE FATIGUE OF THE D16T ALUMINUM ALLOY IN CHARACTERISTICS OF DISTRIBUTION OF LOCAL INELASTICITY G. Pisarenko, A. Babucky, A. Maylo

Pisarenko Institute of Problems of Strength, National Academy of Sciences of Ukrainian, Kiev Ukraine

The results of the experimental investigations allow establishing the relationship between the characteristics of durability and local inelasticity for the D16T aluminum alloy after impulse current treatment. It is shown that under cyclic loading an increase in the phase-shift angle dispersion between the stress and strain takes place. The impulse current treatment causes a decrease in the phase-shift angle dispersion and an increase in the durability under cyclic deformation

Введение. Результаты исследований эффекта прямого пропускания импульсного электрического тока (ИЭТ) высокой плотности на механические свойства металлических материалов свидетельствуют о повышении его усталостной прочности [1]. Однако следует признать, что в полной мере механизм воздействия ИЭТ на прочность и, в частности, усталость металлических материалов не изучен, несмотря на наличие ряда моделей, объясняющих это влияние. Следовательно, существует необходимость в проведении дальнейших экспериментальных исследований.

Известно, что несовершенство структуры конструкционного материала в процессе деформирования проявляется в нелинейности характеристики деформирования. При усталости нелинейность может быть выражена через характеристики неупругости. Количественно неупругость материала можно оценить, например, по величине угла сдвига фаз между напряжением и деформацией [2].

В работе изложены результаты исследования взаимосвязи между макрохарактеристиками выносливости и мезохарактеристиками неупругости алюминиевого сплава Д16Т, обработанного ИЭТ.

Методики экспериментальных исследований. Исследование влияния ИЭТ на сопротивление усталости проводили на стержневых цилиндрических образцах из алюминиевого сплава Д16Т. Нагружение образцов проводили на магнитострикционной установке в резонансном режиме вынужденных продольных колебаний при симметричном цикле с частотой 17 кГц.

Всего было испытано две группы образцов. По результатам испытаний образцов первой группы (в состояние поставки) строили исходную кривую усталости. Образцы второй группы вначале нагружали циклически, обеспечивая наработку, соответствующую инкубационной стадии накопления повреждений (около 10% долговечности), затем проводили обработку ИЭТ, после чего продолжали испытания при циклическом нагружении до разрушения. Образец считался разрушенным, если изменение резонансной частоты от начала нагружения составляло 3%, что соответствует 90% наработки.

Неупругость контролировали по статистической характеристике угла сдвига фаз [3], измеряемого в локальных зонах на поверхности исследуемого образца, в зоне максимальных повреждений. В качестве статистической характеристики разброса значений угла сдвига фаз использовали дисперсию.

При обработке ИЭТ использовали следующий режим зарядки конденсаторов: *U* = 5,3 кВ, *C* = 100 мкФ. Данный режим обеспечивал при разряде максимальную амплитуду тока на уровне 50 кА.

Результаты исследований и их анализ. Результаты усталостных испытаний образцов до и после пропускания ИЭТ приведены на рис. Из их анализа следует, что среднее значение усталостной долговечности образцов в результате выполнения промежуточной операции обработки ИЭТ увеличилась в 2,7 раза по сравнению с данными для образцов в исходном состоянии.

Результаты представленные на рисунке позволяют сделать следующие выводы: во-первых, дисперсия сдвига фаз между напряжением и деформацией возростает в процессе наработки материала; во-вторых, обработка ИЭТ после наработки приводит к снижению дисперсия сдвига фаз.

Отклонением от указанной тенденции являются данные для образца 3, для которого дисперсия сдвига фаз после наработки оказалась меньше, чем у материала в исходном состоянии, но он также соответствует общей тенденции изменения дисперсии после обработки ИЭТ.



Рис. Результаты влияния обрабки ИЭТ на долговечность сплава Д16Т: 1₀, 2₀, 3₀ – начальное состояние; 1, 2, 3 – наработка и обработка ИЭТ.

Возрастание дисперсии сдвига фаз между напряжением и деформацией в процессе наработки материала может свидетельствовать об увеличении неоднородности металла на мезоуровне вследствие накопления по его объму рассеянной деструкции (повреждения). Обработка ИЭТ приводит к снижению структурной неоднородности металла, что проявляется в уменшении дисперсии сдвига фаз и повышении долговечности при циклическом нагружении. Механизм такого залечивания может заключаться в специфическом воздействии ИЭТ на металлический материал, в основе которого лежит как прямое действие электронов проводимости на микродефекты металла (вакансии, дислокации, и их скопления), так и локальный разогрев металла в областях концентрации линий электрического тока на дефектах структуры (порах, микротрещинах), приводящего также к их залечиванию.

Выводы

- 1. Получен эффект повышения остаточной долговечности сплава Д16Т в результате обработки ИЭТ на стадии, предшествующей разрушению.
- 2. Установлена корреляционная связь характеристик выносливости сплава Д16Т с характеристиками локальной неупругости материала в условиях воздействия ИЭТ.
- 3. Установлены технологические параметры импульсной обработки электрическим током алюминиевого сплава на параметры статистического распределения локальной неупругости.

Список литературы

- 1. Громов В.Е., Чиркадзе Д.З., Семакин Е.В. и др. Электростимулированное восстановление ресурса выносливости сварных соединений // Изв. РАН. Сер. Физическая. 1997. Т. 61, №5. С.1019-1023.
- 2. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов. Киев: Наук. думка, 1971. 268с.
- Писаренко Г.Г., Майло А.Н., Войналович А.В. Метод контроля нелинейной динамики диссипативных систем в условиях деградации структуры: Тр. V Междунар. междисциплинарного симп. «Фракталы и прикладная синергетика». – М.: ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, 2008. – С. 366-370.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ НЕУПРУГОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УРОВНЯ МАКОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Писаренко Г.Г., Войналович А.В., Майло А.Н.

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

THE DISTRIBUTION OF LOCAL INELASTICITY AT THE VARIANCE LEVEL OF MACROPLASTIC SRAIN OF ALUMINUM ALLOY

G. Pisarenko, A. Vojnalovich, A. Maylo

Pisarenko Institute of Problems of Strength, National Academy of Sciences of Ukrainian, Kiev Ukraine

This paper presents results of variable local inelasticity depending of macroplastic strain level. The local inelasticity relations describe through phase-shift angle variance allow to control changes physical-mechanical properties of polycrystalline materials.

Введение. Характеристикой повреждаемости поликристаллического материала в условиях макропластического деформирования может использоваться диаграмма растяжения. На данной диаграмме выделяют две основные стадии: І – стадия упрочнения; П – стадия разупрочнения, которой соответствует убывающий участок диаграммы растяжения. Переход поликристаллического материала от стадии упрочнения, к стадии разупрочнения определяется его пределом прочности. Для хрупких материалов характерно отсутствие убывающего участка на диаграмме растяжения, что может объясняться недостаточной чувствительностью данной характеристики к структурным изменениям поликристаллического материала, следовательно, упрочнение материала происходит во всем диапазоне деформирования, что не позволяет определить стадии деформационного упрочнения происходит интенсивное сдвигообразование в теле зерна, за пределами площадки текучести, которое свидетельствует о более раннем разупрочнении поликристаллического материала, чем это следует из диаграммы растяжения. Следовательно, существует необходимость получения характеристики, которая чувствительна к структурным изменениям поликристаллического материала на более ранних этапах деформирования.

Методика экспериментальных исследований. Исследования проводились на образцах из алюминиевого сплава Д16Т в условиях статического одноосного растяжения. Предел текучести исследуемого материала составил $\sigma_{0,2} = 447$ МПа, которому соответствует общая деформация около 0,65%. Нагружение образцов проводили до определенного уровня остаточной деформации, с шагом 1%. Уровни остаточных деформаций, до которых нагружали образцы, выбирались в соответствии с результатами полученными в работе [**Ошибка!** Закладка не определена.]. В качестве реперных значений были выбраны следующие уровни остаточной деформации: 5%, 6%, 7%.

Измерения неупругости проводили по методике описанной в работе [2], в начальном состоянии и после нагружения.

Результаты исследований и их анализ. Результаты статических испытаний представлены на рис. 1.





Изменение дисперсии происходит немонотонно в представленном диапазоне пластической деформации. По отношению к начальному состоянию ($\varepsilon_p = 0$), дисперсия увеличивается. Минимум дисперсии соответствует уровню остаточной деформации $\varepsilon_p = 6\%$. На диаграмме растяжения исследуемого материала (рис.2) при таком уровне остаточных деформаций происходит ее монотонное возрастание, как и при соответствующих уровнях в работе [3].



Следовательно, изменение дисперсии не соответствует монотонному характеру накопления повреждений, что следует из диаграммы растяжения.

Выволы

- 1. Получена характеристика изменения неупругогсти при одноосном статическом растяжении, по ее статистическим характеристика, для алюминиевого сплава Д16Т в диапазоне остаточных деформаций (5-7) %.
- 2. Характеристика изменения дисперсии по отношению к начальному состоянию, в исследуемом диапазоне остаточных деформаций не соответствует монотонному изменению диаграммы растяжения исследуемого материала, что указывает на физико-механических свойств исследуемого немонотонный характер эволюции материала.
- 3. Для получения обобщенной характеристики локальной неупругости и соответствия ее стадийности повреждаемости исследуемого материала, необходимо расширить исследуемый диапазон остаточных деформаций.

1. Одинг И. Л., Либеров Ю. П. Накопление дефектов и образование субмикротрещин при статическом растяжении армко-железа. Изв. АН СССР. Отд-ние техн. наук. Металлургия и горное дело. – 1964. - №1. – C.113-119.

Писаренко Г.Г., Майло А.Н., Войналович А.В. Метод контроля нелинейной динамики 2. диссипативных систем в условиях деградации структуры: Тр. V Междунар. междисциплинарного симп. «Фракталы и прикладная синергетика». - М.: ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, 2008. - С. 366-370. Майло А.М. Закономірності розподілу локальної непружності сплаву Д16Т в умовах 3. статичного розтягу // Пробл. прочности . – 2009. - № 4.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Федоров В.А., Чернова И.В. Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

THE INFLUENCE HYDROGEN SATURATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS METALIC ALLOYS ON THE BASIS OF COBALT Plushnikova T.N., Jakovlev A.V., Feodorov V.A., Chernova I.V. Russia, Derzhavin Tambov State University, feodorov@tsu.tmb.ru

The plasticity annealing samples after influence hydrogenous decreases to 20 % in comparison with plasticity of samples not subject to action hydrogen saturation it is shown. With temperature growth annealing this distinction decreases and at temperature =1100K disappears.

Металлические стекла все больше привлекают внимание исследователей. Интерпретация свойств металлических стекол встречает определенные трудности, так как в таких материалах отсутствует периодичность, на которой базируется теория кристаллических твердых тел. Для неупорядоченного состояния такая общая теория еще не построена. В настоящее время известны аморфные состояния для многих металлических систем. Под воздействием различного рода дестабилизирующих факторов (облучение, механические и/или термические воздействия, химическая обработка) в металлических стеклах (МС) осуществляется переход от метастабильного равновесия к новому, более равновесному состоянию, сопровождающийся изменением совокупности свойств МС, в частности, существенным снижением макроскопической пластичности. В связи с этим одной из значимых проблем физики неупорядоченных сред остается проблема термической стабильности МС и контроля изменений их физических и механических характеристик. При достижении определенной температуры предварительного отжига в пределах устойчивости аморфного состояния некристаллические сплавы становятся хрупкими при комнатной температуре. Аморфные сплавы проявляют заметную чувствительность к охрупчивающему воздействию водорода и жидких сред. Исходя из вышеизложенного, исследование действия различных внешних факторов на свойства аморфных металлических сплавов является актуальной задачей физики неупорядоченных сред и материаловедения.

В работе исследовано воздействие водородосодержащей среды на механические свойства металлических стекол. Для проведения исследований использовали ленты аморфного металлического сплава на основе Со с различным его содержанием, полученные методом спиннингования, толщиной 20 мкм и шириной 3,5 мм, из которых вырезались образцы длиной 15 мм. Ленточные металлические стекла подвергали изохронному отжигу в печи при заданных температурах с временем выдержки 10 минут в массивных стабилизирующих пластинах. Методом на изгиб исследовался характер изменения пластичности МС в зависимости от температуры отжига. Меру пластичности оценивали из выражения: $\varepsilon = h/(D-h)$, где h = 20 мкм – толщина ленты, D – расстояние между параллельными пластинами, при котором изогнутый образец разрушался. Для наводороживания использовались растворы NaCE (50г/л)+H₂S (100 мг/л) и NaCE (50г/л)+H₂S (400 мг/л). Образцы после отжига выдерживали в растворах 24 часа.

Экспериментально установлено, что пластичность металлического стекла подверженного действию наводороживающей среды ниже, чем пластичность отожженных образцов при той же температуре до 20%. В проведенных опытах, пластичность наводороженных образцов падает до определенной температуры отжига, затем наблюдается рост пластичности до значений соответствующих значениям пластичности отожженных образцов. Температура начала падения пластичности снижена на ~ 50 К. Таким образом, действие наводороживающей среды на отожженные МС приводит к снижению пластичности, что связано с проникновением водорода вглубь материала за счет существования свободного объема. При отжиге свободный объем уменьшается, вследствие чего снижается наводороживание, это является причиной роста пластичности к значениям, соответствующим отожженным образцам, не подверженным наводороживанию.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

РАЗРАБОТКА СПОСОБА ВЫПЛАВКИ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni₃Al CO СТРУКТУРОЙ, ДОПОЛНИТЕЛЬНО УПРОЧНЕННОЙ И СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ФАЗАМИ С УЧАСТИЕМ ТУГОПЛАВКИХ И РЕАКЦИОННОАКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Поварова К.Б.¹, Казанская Н.К.¹, Дроздов А.А.¹, Базылева О.А.²

¹ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, povarova@imet.ac.ru ² Россия, Всероссйский институт авиационных материалов

DEVELOPMENT OF THE SMELTING METHOD FOR THE NI₃AL BASED CAST ALLOY WITH THE STRUCTURE ADDITIONALLY REINFORCED AND STABILIZED BY NANOSIZED PHASES WITH THE PARTICIPATION OF REFRACTORY AND REACTION-ACTIVE ELEMENTS

Povarova K.B., Kazaskaya N.K., Drozdov A.A., Basyleva O.A.

The method of the introduction of basic components as well as refractory, reaction-active, and surface-active alloying elements has been developed. The method provides an increase in the service life at $T>0.8T_m$ of Ni₃Al by a factor of 1.8-2.5 due to the additional stabilization of the oriented structure of thermostable Ni₃Al based cast alloys (natural eutectic CM) by nanosized precipitates of third phases.

Для повышения прочности и жаропрочности литейных жаропрочных сплавов на основе γ'-Ni₃Al (близких по составу к естественным эвтектическим композитам γ'+γ), легированных ~ 0,5 % Re, Ta и микродобавками Zr и P3M, получаемых выплавкой в вакуумной индукционной печи (ВИП) из исходной шихты с разливкой в металлические кокили и последующим литьём фасонных изделий (и образцов) с монокристаллической структурой (ориентация <111>) методом направленной кристаллизации (HK), были опробованы два способа выплавки. Варьировались последовательность введения в шихту реакционно-инертных и реакционно-активных элементов и способы введения ЛЭ.

I способ: одновременная загрузка всех компонентов сплава (элементов) в ВИП и последующее введение РЗМ в виде лигатуры NiLa в полученный сплав при последующей НК. II способ: постадийное введение элементов в шихту и расплав при ВИП для протекания реакционного сплавообразования в оптимальной последовательности. На первой стадии вводили в шихту химически неактивные (реакционнонеактивные) элементы Ni, W, Mo, Re. Ta, в том числе через лигатуру типа W_xNi_y, более легкоплавкую и с меньшей плотностью, чем ЛЭ (W, Re, Ta), чтобы устранить необходимость перегрева расплава и предотвратить опускание тяжелых элементов в донную часть ванны; на второй стадии последовательно вводили 2-3 порциями весь Cr и весь Ti, на третьей стадии последовательно вводили 3-4 порциями химически активные (реакционно-активные) ЛЭ, образующие термодинамически стабильные оксиды (первые порции Al вместе со всем Zr, последняя порция Al вместе со всем La (или другими P3M) в виде лигатуры NiLa (для предотвращения их «выгорания» на стадии загрузки в шихту) с выдержками расплава между стадиями и перед разливкой в чугунные кокили (для получения заготовок для последующей HK) при 1500-1550°C в течение 5-10 мин.

При введении всего Al в шихту (способ I) при нагреве происходит интенсивный алюмотермический разогрев шихты и образующегося расплава до высоких температур, что является нежелательным, поскольку препятствует удалению С и О в виде СО, так как образуются тугоплавкие карбиды. Происходит опускание на дно расплава (и слитка) тяжелых тугоплавких ЛЭ, которые не успевают прореагировать с расплавившимся алюминием. Вводимые при НК РЗМ практически не влияют на содержание и распределение кислорода в расплаве и не меняют характер и количество выделившихся первичных выделений у' (Ni₃Al)-фазы (у'_{перв}). Выплавка по способу II обеспечивает формирование в этих сплавах стабильных первичных (образующихся из расплава) выделений у' (Ni₃Al)-фазы (у'_{перв}) с упорядоченной ГЦК кристаллической решеткой типа L10, с более высокой прочностью межатомных связей в ней по сравнению с прочностью межатомных связей в неупорядоченной ГЦК кристаллической решетке утвердого раствора на основе Ni. Выделения у'_{перв} формируются уже в ВИП-расплаве и последующем литье, имеют сложное строение (ядра – выделяющиеся из расплава в мелкодисперсные оксиды на основе Al₂O₃, формирующаяся вокруг них оболочка из β NiAl, которая когерентно связана со структурой поверхностных слоёв ядер – оксидов, и γ' Ni₃Al – фаза, образующаяся при T \leq 1495°C по перитектической реакции L+ $\beta \leftrightarrow \gamma'$, которая когерентно связана со структурой В NiAl или ядер-оксидов. Образующиеся при введении микродобавок Zr или P3M (La) ядра оксидов типа Al(Ti,Zr,La)₂O₃ термодинамически прочнее оксидов Al и Ті. Они стабилизирует кристаллизующиеся на их поверхности β NiAl - и γ' Ni₃Al - фазы, повышающие жаропрочность сплавов на основе Ni₃Al. Содержание углерода в сплавах должно быть минимальным,

чтобы предотвратить образование (Ti,Zr)_xC_y на поверхности частиц ядер-оксидов, что приводит к «отравлению» их поверхности.

В структуре сплавов типа ВКНА, изготовленных I способом, наряду с основными фазами присутствуют дополнительные выделения, беспорядочно расположенные в объеме металла (рис. 1 а). Состав этих включений (рис. 1 а) соответствует примерной формуле Ni₃₅Al₄Si₃Ti_{1,3}Cr₁₄Mo₃₄W_{8,7}. Они представляют собой TПУ фазы, являющиеся твердыми растворами на основе δ -фазы системы Mo-Ni. Еще более интенсивно идет образование достаточно крупных выделений TПУ фаз в сплавах, дополнительно легированных Re, способным образовывать σ и χ фазы с другими тугоплавкими металлами (W, Mo) и Ni. В структуре сплава типа ВКНА, изготовленного II способом, формируются многочисленные выделения первичной фазы γ'_{nep} , (γ'_1), состоящей из ядер-оксидов типа Al(Ti,Zr,La)_xO_y с оболочкой из β (NiAl)-фазы, и внешней оболочкой из γ' (Ni₃Al)-фазы, выделяющейся из расплава на β -фазе и/или дисперсных оксидах) (рис. 2 а). В НК сплавах с 0,015 % La, выплавленных по II способу, происходит измельчение и изменение морфологии выделений TПУ фаз. Пластинчато-игольчатые выделения σ фазы размером 0,29 × 4,0 мкм могут быть локализованы как в γ' -, так и в γ -фазе (рис. 2 а). Уменьшается размер квазикубоидов $\gamma'_{вт}$ до 320-440 нм и средний поперечный размер прослоек γ -фазы



Рис. 1. Некогерентные включения ТПУ фаз в сплавах типа ВКНА. а –плавка по 1 способу, включение $Ni_{35}Al_4Si_3Ti_{1,3}Cr_{14}Mo_{34}W_{8,7}$ на базе бфазы в системе Mo-Ni; б - плавка по 2 способу, наноразмерные (100-250 нм) выделения богатых Cr, Mo, W частиц с ОЦК структурой типа α -Mn



Рис. 2. Микроструктура ($\gamma'+\gamma$) сплава с 0,1 Рис. мас. % La, выплавленного по способу II. (a), А Общий вид (a); ТПУ фазы типа σ (б). выпл

Рис. 3. Темнопольные изображения частиц La_2Ni_3 (a), Al_2La (б) и La_2C_3 (в) в сплаве ВКНА с 0,3 % La, выплавленном по II способу

между ними до 80 нм. Существует почти когерентная связь γ - и γ' -фаз с σ и χ -фазами (рис. 2 б). В сплавах с 0,1 мас.% РЗМ или с 0,3 % La образуются наноразмерные выделения содержащих тугоплавкие элементы фаз с упорядоченной ОЦК структурой (100-250 нм), расположенные на границе между выделениями γ'_{1-} Ni₃Al и двухфазной областью эвтектического происхождения ($\gamma'+\gamma$). Кроме этих дополнительных фаз, содержащих тугоплавкие элементы, в сплавах, легированных 0,1-0,2 % La, образуются дисперсные выделения La₂Ni₃, Al₂La (рис. 3 а, б) и частицы (10-20 нм) La₂C₃ на дислокациях в γ -прослойках (рис. 3 в). При этом улучшаются характеристики жаропрочности сплава, повышается надежность изделий, увеличивается ресурс работы (табл. 1, 2).

Таблица 1 - Влияние способа выплавки сплава на прочность монокристаллов <111>

Таблица 2. Влияние способа выплавки и отжига на долговечность монокристаллов <111> с 0,1 %La.

La,	t, °C	σ _{0,2} , МПа			σ _в , МПа		δ, % (среднее)			
масс.		способ I способ I		δII	способ І	способ II	способ І	способ II		
	1100	360	405-44	40	420	457-500	24	25		
	1200	196	215		250	275-283	31	28		
	1100	330	390-40	07	400	450-473	20	28		
	1200	150	155		180	250	25	30		
	Температура 4-х часового				Долговечность при 1000°С, σ=180 МПа, часы					
	отжига, °C 1100 1150				Способ I		Способ II			
					90	107				
					115	136				
	1200			77		98				

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 07-03-00291) и научной школы (№ НШ-3904-2008.03)

ОБ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ Помельникова А.С., Ардашева Т.В., Беляев М.С.

Россия, МГТУ им.Н.Э.Баумана, pomelnikovalla@rambler.ru

ABOUT FATIQUE DURABILITY OF INTERMETAL NICKEL ALLOYS

Pomelnikova A.S., Ardasheva T.V., Beliaev M.S.

Russia, Moscow State Technical University n.a. N.E. Bauman, pomelnikovalla@rambler.ru

Summary shows results of research of fatique durability and a microstructure of group of heat resisting alloys that are resulted at multicyclic and smallcyclic loads.Research was done for influence of thermal processing, test temperatures, crisallographic orientations of characteristics of weariness.

В работе приведены результаты исследования усталостной прочности и структуры группы жаропрочных интерметаллидных сплавов типа ВКНА с монокристаллической структурой при малоцикловом и многоцикловом нагружении.

Исследовалось влияние различных факторов (химического состава сплавов, термической обработки, температуры испытаний, кристаллографической ориентации монокристаллических образцов) на характеристики усталости.

С использованием фрактографического анализа исследовались особенности разрушения образцов после малоциклового и многоциклового разрушения.

Исследование процесса высокотемпературной усталости включало проведение испытаний образцов на малоцикловую усталость на сервогидравлической машине Гидропульс фирмы Schenck при отнулевом цикле растяжения цилиндрического образца с использованием разъемной камеры нагрева.

Испытания на многоцикловую усталость образцов проводилось на специальной установке МВИ 611 М при чистом изгибе с вращением гладкого корсетообразного образца в воздушной атмосфере, нагружаемого за счет рычажной системы.

Испытания на малоцикловая усталость на базе 10^4 циклов проводилось при температурах 20, 750 и 900°С на образцах с разной кристаллографической ориентацией (КГО): <001>, <011>, <111>.

Испытания на многоцикловую усталость на базе 2·10⁷ цикла проводилось при температурах 20, 900 и 1100°С. у

Проведенное исследование показало, что усталостная прочность существенно зависит от химического состава сплава, температуры испытания и кристаллографической ориентации и в меньшей степени от термической обработки. Более высокой усталостной прочностью обладают монокристаллические сплавы с КГО <111>.

Обнаружено, что характер кривых зависимости пределов усталости от температуры

исследованных сплавов повторяет классическую зависимость $\gamma' - \phi$ азы – наличие экстремума при повышении температуры – это особенность деформации интерметаллида с упорядоченной ГЦК решеткой.

Микроструктурное исследование показало, что структура образцов (зон, прилегающих к излому) не претерпевает значительных изменений в ходе испытаний на многоцикловую усталость и только при высоких температурах наблюдается увеличение и объединение

прослоек ү-твердого раствора и выделение пластинчатой фазы легирующих сплавы элементов рения с молибденом. Выявлена трансформация структуры сплава вдоль приложенных напряжений в зоне образования усталостных трещин.

Монокристаллическая структура оказывает свое влияние на характер развития трещины: наблюдаются небольшие прямолинейные участки по плоскостям наиболее легкого скольжения, которые зависят от КГО и направления приложенной нагрузки.

Проведенное фрактографическое исследование показало, что после испытаний на малоцикловую усталость на образцах наблюдаются множественные очаги разрушения, изломы имеют вид поверхностных кристаллографических сколов.

С увеличением температуры испытания происходит изменение характера вида разрушения: хрупкий при комнатной температуре, вязкий (отсутствие плоскостей скола) – при высокой, и смешанный – при средних значениях температур.

Исследование изломов после испытаний на многоцикловую усталость выявило их характерное строение для усталостного высокочастотного нагружения: расходящиеся от очага рубчики, полукруглые макролинии – следы развития трещин (бороздки) и микробороздчатость рельефа в зоне долома.

Таким образом, фрактографическое исследование образцов с высокими значениями пределов выносливости показало, что строение изломов является специфическим для интерметаллида с жесткой силой связи и для монокристалла с четким кристаллографическим направлением.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛИТАХ ВАНАДИЯ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ Псахье С.Г., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.

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

INVESTIGATION OF STRUCTURAL DEFECT NUCLEATION IN V CRYSTALLITE UNDER MECHANICAL LOADING

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

Molecular dynamics investigation of structural defect formation in V crystallite under mechanical loading was carried out. It was shown that after threshold deformation value was reached structural defects began to generate almost abruptly. Analysis revealed three deformation stages which linked with different types of structural changes. Temperature influence on deformation response of crystallite was investigated.

Одной из фундаментальных проблем физики твердого тела и материаловедения является исследование возможных механизмов формирования локальных структурных искажений и трансформаций атомной структуры. Ранее была показана возможность термофлуктационного механизма зарождения дефектов структуры в ГЦК материалах с исходно идеальной решеткой [1]. Представляет интерес исследовать зарождение пластической деформации в материалах с другим типом кристаллической решетки, в частности, с ОЦК структурой.

Моделирование проводилось применительно к кристаллиту ванадия на основе метода молекулярной динамики. Для описания межатомного взаимодействия был использован межатомный потенциал, рассчитанный в рамках приближения Финниса-Синклера (Finnis-Sinclair), предоставленный М.И. Менделевым.

Моделируемый кристаллит ванадия имел форму параллелепипеда и был ориентирован вдоль кристаллографических направлений типа {100}. Известно, что при равномерном сжатии ОЦК кристалла вдоль двух осей на величину ~11% и одновременном растяжении вдоль третьей оси на величину ~26% при нулевой температуре исходная ОЦК структура трансформируется в ГЦК [2].

Для изучения влияния температуры на структурный отклик моделируемого кристаллита механическое нагружение проводилось при 100К, 300К и 500К. При вышеописанной схеме трансформации исходной структуры изменение потенциальной энергии, приходящейся на один атом, составляет примерно две десятые доли электрон-вольта (Рис. 1). Отметим, что также, как и в случае кристаллитов с ГЦК структурой, тепловые флуктуации атомов являются причиной генерации дефектов в моделируемом образце [1].





Для анализа влияния температуры на зарождение и развитие дефектов структуры кривые 2-4 на Рис. 1 можно условно разбить на три участка (для кривой 2 эти участки ограничены пунктирными линиями). Первый участок характеризуется плавным ростом потенциальной энергии и соответствует упругой области деформирования, второй – уменьшением наклона данных кривых с появлением на

DFMN-2009

них изломов и последующим скачкообразным спадом, третий участок характеризуется существенно более медленным возрастанием потенциальной энергии и наличием скачкообразных спадов.

Анализ результатов моделирования показал, что начало второго участка на деформационной кривой связано с генерацией искажений атомной структуры в плоскостях сжатия. При этом на протяжении первого и второго участков сохраняются атомные плоскости в направлении растяжения, а атомных перескоков из одной атомной плоскости в другую в направлении растяжения не наблюдается. Искажения атомной структуры в плоскостях сжатия носят регулярный характер и начинаются практически одновременно во всех плоскостях при достижении пороговой деформации, при которой происходит первый характерный излом на кривых. Пороговая величина деформации зависит от температуры кристаллита и увеличивается с ее ростом в сторону больших величин деформации (Рис. 1).

Следует отметить, что протяженность второго участка кривых, когда структурные искажения локализованы только в атомных плоскостях сжатия, уменьшается с ростом температуры. Это связано как с увеличением пороговой деформации при увеличении температуры, так и с уменьшением пороговой величины деформации, при которой происходит падение потенциальной энергии.

Основным аккомодационным механизмом, приводящим к скачкообразному уменьшению потенциальной энергии в конце второго участка, является перестройка структуры в направлении растяжения. При этом атомы из плоскостей сжатия вытесняются в межплоскостное пространство и формируют дополнительные атомные плоскости в направлении растяжения. Анализ структуры показывает, что начало третьего участка на соответствующих кривых характеризуется не только наличием дополнительных атомных плоскостей, но и восстановлением исходной ОЦК структуры в большей части кристаллита. Следует отметить, что на втором участке исходная ОЦК структура была полностью разрушена. Анализ структуры кристаллита проводился на основе алгоритма, учитывающего топологические связи ближайших соседей [3]. Последующие изломы на третьем участке деформационных кривых связаны с формированием дополнительных атомных плоскостей в направлении растяжения и частичным восстановлением ОЦК структуры.

Анализ структурных изменений в области излома кривой на границе второго и третьего участков для 2 кривой на Рис. 1 проводился на основе расчета относительного изменения векторов скольжения [4]. Из Рис. 2 видно, что резкое падение потенциальной энергии, приходящейся на один атом, было вызвано скачкообразным увеличением доли атомов, у которых относительная величина вектора скольжения превышает 10%.



Рис. 2. Изменение потенциальной энергии (U) на атом (сплошная кривая) и процентная доля атомов (N) (пунктирная кривая), у которых относительное изменение вектора скольжения превышает 10%, для кристаллита V при T=100K

Работа была выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-02-00809-а.

Литература.

1. Psakhie S.G., Zolnikov K.P., Kryzhevich D.S. // Phys. Letters. - 2007. - A367. - P. 250-253.

2. Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Шуба Я.В. // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 33–45.

3. Honeycutt J.D., Andersen H.C. // J. Phys. Chem. – 1987. – V. 91. – P. 4950-4963.

4. Denis Saraev, Ronald E. Miller // Acta Materialia. - 2006. - V. 54. - P. 33-45.

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕГРУЗОК РАСТЯЖЕНИЕМ - СЖАТИЕМ НА СКОРОСТЬ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16Т Пындус Ю.И., Фостык В.Б., Окипный И.Б.

Украина, Тернопольский государственный технический университет имени Ивана Пулюя, kafmat@tu.edu.te.ua

INFLUENCE OF OVERLOAD UND UNDERLOAD INTERACTIONS ON FATIGUE CRACK GROWS IN ALUMINUM ALLOY D16T Pyndus Yu.I., Fostyk V.B. Okipny I.B.

It was investigated influence of the overload - underload interactions on the kinetics of fatigue cracks growth (FCG) in aluminum alloy D16T. It was proposed parameter $C_{V \min}$ to control minimal FCG rate.

Обеспечение безопасной эксплуатации ответственных конструкций, наиболее важная задача, которая ставится перед инженерами при проектировании, изготовлениии и эксплуатации современных конструкций. Особенно актуален этот вопрос в условиях работы изделия при нерегулярных эксплуатационных нагрузках.

Любые нерегулярные эксплуатационные нагрузки следует рассматривать, как взаимовлияние циклов нагрузки разного амплитудного значения. При таких обстоятельствах срок эксплуатации конструкций будет зависеть от последовательности циклов нагружения с разными амплитудными значениями (предшествующая история нагружения).

Перегрузки растяжением Q_{ol} способствуют формированию позитивного эффекта, снижения скорости роста усталостной трещины (РУТ) к определенному минимальному значению V_{\min} . Этот эффект возникает в результате формирования пластической зоны упрочненного металла в острие трещины. С другой стороны, перегрузка сжатием Q_{ul} уменьшает эффект задержки РУТ релаксируя напряжения сжатия которые образовались в пластической зоне в острие трещины и устраняет микронеровности на берегах усталостной трещины, тем самым, уменьшая напряжение закрытия трещины.

Эффектами ускорения РУТ, спровоцированными сжимающими перегрузками, пренебрегают в работе [1].

Целью данной работы является исследование влияния комбинированных перегрузок растяжением-сжатием на кинетику РУТ и обоснование необходимости учета эффектов перегрузок сжатием при прогнозировании долговечности конструкций.

Для исследования взаимовлияния перегрузок разряжением-сжатием использовали плоские прямоугольные образцы с центральной трещиной [2], изготовленные из алюминиевого сплава Д16Т, согласно ГОСТ 25.506-85. Для измерения скорости РУТ на рабочем участке образца по обе стороны от концентратора наносили разметку в виде координатной сетки, методом электрохимического контурного травления. Образцы испытывали на сервогидравлической машине СТМ-100 с управляющим ПК типа IBM PC AT 286. Температура испытаний 293 *K*, частота нагружения 10 $\Gamma \mu$, асимметрия цикла постоянной амплитуды нагружения R = 0. Форма цикла нагружения - синусоида. Наблюдения за трещиной осуществляли с использованием микроскопа МБС-10.

С целью предупреждениия выпучивания плоских образцов, использовали защитную шину (рисунок 1). Для уменьшения трения между образцом 3 и пластинами 1 использовали фторопластовые прокладки 2. В центральной части одной из пластин, предусмотрен вырез 4 для наблюдения РУТ.

Прирост трещины после комплексной перегрузки измеряли до достижения размеров расчетной пластичной зоны l_{PZ} цикла перегрузки растяжением, которая вычисляется как

 $l_{PZ} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K_{\max OL}}{\sigma_{0.2}}\right)^2$, где $K_{\max OL}$ - КИН перегрузки; $\sigma_{0.2} = 318 \ M\Pi a$ - условный предел

текучести материала.

Скорость РУТ после перегрузок разряжением-сжатием исследовали в пределах среднеамплитудного участка кинетической диаграммы усталостного разрушения при $Q_{ol} = 1.4$; 1.7; 2 и $Q_{ul} = -0.6$; -1; -1.4.

Коэффициент перегрузки растяжением определяется за формулой: $Q_{ol} = \sigma_{ol} / \sigma_{max}$, где σ_{ol} - максимальное напряжение цикла перегрузки растяжением; σ_{max} - максимальное напряжение цикла постоянной амплитуды нагружения (рисунок 2).

Перегрузку сжатием оценивали коэффициентом перегрузки сжатия $Q_{ul}: Q_{ul} = \sigma_{ul} / \sigma_{ol}$, где σ_{ul} - напряжение перегрузки сжатием.

На рисунке 2, в графическом виде, поданы результаты экспериментальных исследований влияния $Q_{ol} = 2$ и $Q_{ul} = 0 \div -1.4$ на V_{\min} . Получение данные удалось описать уравнением Периса $V_{\min} = C_{V\min} \cdot K_{\max}^n$, где $C_{V\min}$ - коэффициент, который зависим от Q_{ol} и Q_{ul} ; n = const, равный 3.4. Такая же зависимость получена и при $Q_{ol} = 1.4$ и 1.7.





Рисунок 1 - Защитная шина для предотвращения выпучивания образцов



В результате исследований:

- установлены закономерности влияния параметров перегрузки растяжением Q_{ol} и сжатием Q_{ul} на скорость РУТ. Установлено, что перегрузка сжатием после перегрузки растяжением увеличивает скорость РВТ и уменьшает эффект задержки РВТ после перегрузки растяжением.

- предложено использовать коэффициент $C_{V \min}$ как параметр, который описывает минимальную скорость РУТ V_{\min} в зависимости от параметров перегрузки Q_{ol} и Q_{ul} .

- изучено влияние параметров перегрузок Q_{ol} и Q_{ul} на минимальную скорость РУТ V_{\min} . Установлено, что с уменьшением Q_{ul} от 0 до -1.4 при постоянных значениях $Q_{ol} = 1.4, 1.7, 2$ происходит рост $C_{V\min}$, соответственно V_{\min} , причем при меньших значениях Q_{ol} более интенсивно.

Литература.

1. Macha D.E., Grandt A.F., Wicks B.J. Effects of Gas turbine engines load spectrum variables on crack propagation // Effect of load spectrum variables on fatigue crack initiation and propagation: ASTM STP No714 – 1980 - P. 108–127.

2. Ясній П., Пиндус Ю,. Фостик В. Вплив асиметрії циклу навантаження на характеристики циклічної тріщиностійкості алюмінієвого сплаву Д16Т // Вісник Тернопільського державного технічного університету. - Тернопіль: ТДТУ. - 2007 - Т.12 - №1 - С. 7-12.

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА КИНЕТИКУ СТАРЕНИЯ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Леонова Н.П.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН e-mail:rokhlin@ultra.imet.ac.ru

INFLUENCE OF SOME TRANSITION METALS ON THE KINETICS OF AGEING AND THE STRENGTH PROPERTIES OF ALUMINIUM

Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Leonova N.P.

Combine influence Sc, Mn and Cr, as well as Sc, Mn and Zr on the processes of aging at 350°C and mechanical properties of Al were studied. The strengthening maximum was established to reach in the Al-Sc-Mn-Cr and Al-Sc-Mn-Zr alloys after ageing for 1-4 hours depending on the Sc contents. The higher Sc contents in the alloys, the higher absolute values of hardness and strength properties were measured. Effect of Mn (from 0.3 to 0.8%) on the hardness increase was revealed in the alloys with the only low Sc contents (0.1%). Chromium in contents 0.1-0.3% and zirconium in contents 0.06-0.2% did not influence actually on the strength properties of the alloys, when scandium and manganese were present.

В качестве дополнительных легирующих добавок в промышленных алюминиевых сплавах используются такие переходные металлы, как Sc, Mn, Zr, Cr, которые улучшают их механические и технологические свойства. Образование аномально пересыщенного твердого раствора на основе алюминия при совместном легировании его переходными металлами способствует дополнительному упрочнению алюминиевых сплавов при последующем старении, затрудняет протекание рекристаллизации. В ряде работ было исследовано влияние отдельных переходных металлов на изменение механических свойств алюминиевых сплавов (АМг6, Д16, В95 и других), в которых упрочнение достигается за счет основных легирующих элементов: меди, магния, цинка.

В настоящем исследовании было изучено совместное влияние Sc, Mn и Cr, а также Sc, Mn и Zr на процессы старения и механические свойства алюминия. Сплавы были приготовлены из материалов высокой чистоты плавлением в электрической печи в корундизовых тиглях с отливкой в стальную изложницу. После выплавки слитки прокатывали вхолодную со степенью деформации около 60 %. После прокатки часть образцов была закалена в холодной воде после нагрева и выдержки при температуре 640°C в течение 10 час и затем состарена при температуре 350°C в течение от 0.5 до 32 час. Другая часть образцов была состарена при этой же температуре непосредственно после холодной деформации без закалки. Исследование было проведено, используя методы измерения удельного электросопротвления проводили компенсационным методом с использованием низкоомного потенциометра Р348 на образцах с рабочей длиной 20 и диаметром 6 мм. Твердость была измерена на приборе типа Бринелль вдавливанием стального шарика диаметром 5 мм при нагрузке 250 кг. Механические свойства испытывали на машине Instron на образцах диаметром 3 мм и длиной 15 мм.

Совместное влияние марганца (0.4 и 0.8%) и хрома (0.1 и 0.25%) на кинетику распада пересыщенного твердого раствора в сплавах Al-Sc с 0.1 и 0.3 %Sc показало, что интенсивный прирост твердости для сплавов, содержащих 0,1 % Sc, наблюдался после часовой выдержки и достигал максимума после 4 часов старения, слабо снижаясь при дальнейшем увеличении времени старения. В сплавах с 0.3 %Sc максимальное упрочнение было достигнуто уже при часовой выдержке и сохранялось до16 часов старения, после чего начинало слегка снижаться. Снижение удельного электросопротивления при увеличении времени старения свидетельствовало об уменьшении концентрации легирующих элементов в твердом растворе на основе алюминия на всех стадиях его распада. При этом, чем выше было содержание скандия в сплавах, тем достигались более высокие абсолютные значения твердости, которые оказались примерно в 2 раза выше в сплавах с 0.3 % Sc, по сравнению со сплавами с 0.1 %Sc. Марганец в большей степени, чем хром, влиял на упрочнение сплавов с 0,1 %Sc. Характер упрочнения холоднодеформированных сплавов Al-Sc-Mn-Cr после старения при 350°С практически одинаков с характером упрочнения их после закалки и старения, однако абсолютные значения твердости были выше в первом случае, чем во втором. Совместное влияние марганца (0.3-0.8%) и циркония (0.06, 0.12 и 0.16%) на кинетику распада пересыщенного твердого раствора на основе алюминия в Al-Sc сплавах с 0.1-0.26 %Sc показало, что максимальное упрочнение в сплавах с 0.1 %Sc достигается после старения в течение 4 часов, а в сплавах с ~0.2-0.3 %Sc - после часового старения при температуре 350°C и сохраняется до 16 часов старения, после

чего начинает медленно снижаться. Абсолютные значения твердости определяются содержанием скандия в сплавах: чем выше содержание скандия, тем выше твердость. В сплавах с 0.1 %Sc твердость определяется содержанием марганца: чем выше содержание марганца, тем выше твердость.

Механические свойства сплавов Al-Sc-Mn-Cr и Al-Sc-Mn-Zr, содержащих 0.1 и 0.3 %Sc, 0.3-0.8 0.06-0.16 %Zr, %Mn, 0.3 %Cr, определялись путем испытаний на растяжение холоднодеформированных образцов, подвергнутых старению при температуре 350°C в течение 4 часов, при котором достигается до максимума твердости. Определяли предел прочности, предел текучести и относительное удлинение, Было показано, что прочностные свойства сплавов, в основном, определяются содержанием в них скандия. Чем выше содержание скандия в сплавах, тем выше оказались пределы прочности и текучести. При одинаковом содержании скандия добавки марганца в большей степени влияли на повышение прочностных свойств, чем добавки хрома в Al-Sc-Mn-Cr сплавах. В сплавах Al-Sc-Mn-Zr при содержании около 0.1 %Sc и 0.06 %Zr увеличение содержания марганца приводило к повышению прочностных свойств, тогда как в сплавах с 0.17 и 0.3 %Sc увеличение прочностных свойств определялось в основном содержанием скандия. Относительное удлинение для всех сплавов находилось на достаточно высоком уровне, составляя 17-19 %. Результаты испытаний механических свойств сплавов приведены на Рис. 1.



Рис.1. Механические свойства сплавов Al-Sc-Mn-Zr (а) и Al-Sc-Mn-Cr (б).

Работа поддержана грантом РФФИ № 08-03-00066а

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СПЛАВА 40ХНЮ И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ В НЕМАГНИТНЫХ НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКИХ КАМЕРАХ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ДО 40 КБАР Садыков Р.А.^{1,2}, Гулютин А.В.², Литвин В.С.¹, Аксенов С.Н.¹ ¹Институт ядерных исследований РАН, ²Институт физики высоких давлений РАН

PROPERTIES AND STRUCTURE OF 40HNU ALLOY AND ITS APPLICATION FOR NEUTRONOGRAPHYC HIGH PRESSURE CELL UP TO 40 KBAR. R.A. Sadykov, A.V. Gulutin, V.S. Litvin, S.N. Aksenov

The nonmagnetic alloy Ni–Cr–Al was studied by neutron and X-ray diffraction and small angle neutron scattering. In addition, this material was characterized by macroscopic experimental techniques. It was established that Ni-Cr-Al remained nonmagnetic (<0.003 emu/g) down to 100 mK. The potential applications on Ni-Cr-Al for high pressure research are discussed. Several high pressure cells based on this alloy have been used in the magnetic and neutron scattering experiments in the leading neuron centers: PNPI (Russia), PSI (Switzerland), ILL (France), ISIS (UK).

Немагнитный сплав 40ХНЮ(NiCrAl) представляет большой практический интерес для изготовления камер высокого давления для исследований сильно сжатого вещества и различных прочных немагнитных конструкций в связи с тем, что, обладая прочностью равной закаленным сталям, остается немагнитным (магнитный момент менее 0,003 emu/g) вплоть до 100мК. Эти данные мы получили на основе макроскопических и нейтронографических измерений на различных дифрактометрах, в том числе и с использованием рассеяния поляризованных нейтронов. Также нами проведены рентгенографические измерения и измерения методом малоуглового рассеяния нейтронов образцов данного сплава имеющих различную твердость и определили зависимость изменения фазового состава от температуры отжига и степень дисперсности. В докладе нами также представлен ряд камер высокого давления, изготовленных из данного сплава и использованных в магнитных и нейтронографических исследованиях в нескольких атомных центрах: ПИЯФ(Россия), PSI(Swiss), ILL(France), ISIS(UK).



Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма образца 40ХНЮ с твердостью HRc=9 (по Роквеллу).



Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образца 40ХНЮ с твердостью HRc=58.

HRc	20, °	FWHM, °
9	43.453, 50,548	0.422, 0.669
58	43.908, 44.391, 51.122	0.284, 0.255, 0.397

На рис. 1 и 2 приведены рентгеновские дифрактограммы неотожженного образца 40ХНЮ с твердостью HRc=9 (по Роквеллу) и отожженного образца с твердостью HRc=58 соответственно. В первом случае форма пиков лорециан, а во втором – гауссиан. В таблице приведены параметры наблюдаемых пиков. Наблюдается уменьшение межплоскостного расстояния и уменьшение полуширины (FWHM) пиков, что свидетельствует об уменьшении степени дисперсности. Появление на дифрактограмме отожженного образца пика при 2Θ=44,39°, что свидетельствует об образовании новой фазы.

DFMN-2009

ПРЕИМУЩЕСТВЕННЫЕ ОРИЕНТИРОВКИ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ ИЗЛОМ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ КАТАНЫХ ПЛИТ ИЗ СПЛАВА 1441 СИСТЕМЫ AL-LI-CU-MG Сетюков О.А., Антипов В.В. Россия, ФГУП ВИАМ, г. Москва, e-mail: 0a1937@mail.ru

PREFERABLE ORIENTATIONS AND CRYSTALLOGRAPHIC FRACTURE OF ROLLING PLATES FROM 1441 AL-LI-CU-MG ALLOY UNDER FATIGUE TEST Setuykov O.A., Antipov V.V.

Preferable crystallographic orientations of the matrix in plates of 12-60 mm thickness from 1441 alloy Al-Li-Cu-Mg system were defined by X-Ray and electron scanning microscopy (SEM) methods. Inhomogeneity of distribution of (001), (110), (311), (210), (211) multicomponent orientations of matrix phase in the plane of rolling by a thickness of plates, which distributes to the depth of 1/4 - 1/3 from the surface was found. Mainly monocomponent orientation of α -brass texture (110) <112> with incomplete axial component {110} - {113} <112>, which corresponds to a rotation around a direction of rolling for the angles from 19 to 32° was present in central zones of plates. It was discovered that under fatigue testing (FCPR) of transverse specimens with central notch and compact specimens under eccentric tension testing with α -brass texture (110) <112> a deviation from the main crack by 53-58° angles relative to the rolling direction was observed, fig.1 a, c, d. For longitudinal specimens of α -brass texture and for transverse specimens that dissolved strengthening δ' -(Al₃Li) particles doesn't change a path of crack propagation. Distribution of crack in specimens of the α -brass texture (110) <112> proceeds by crystallographic shear along octahedron planes (fig.1e).



Fig.1. Appearance of fatigue crack propagation in transverse specimens on eccentric tension testing (a, b) and tension central-notch (c, d) with texture (110) <112> (a, c, d) and multicomponent orientations (b). A schema of relative orientations sliding traces (111) and $(11\overline{1})$ planes on a rolling plane (110) with (110) <112> matrix texture (e).

Методами рентгеноструктурного анализа и электронной сканирующей микроскопии определены преимущественные кристаллографические ориентировки матрицы в плитах толщиной от 12 до 60 мм из сплава 1441 системы Al-Li-Cu-Mg. Установлена неоднородность распределения многокомпонентных ориентировок (001), (110), (311), (210) и (211) матричной фазы в плоскости проката по толщине плит, которая распространяется в глубину на 1/4 - 1/3 от поверхности. В центральных зонах плит присутствуют в основном монокомпонентная ориентировка с текстурой α -латуни {110} <112> с неполной осевой компонентой {110} - {113} <112>, которая соответствует повороту вокруг направления проката на углы от 19 до 32°. Обнаружено, что при испытании на усталость (СРТУ) поперечных образцов с центральной сквозной наведенной трещиной и компактных образцов при внецентренном растяжении с текстурой {110} <112> в плоскости проката наблюдается отклонение магистральной трещины на угол ~53-58° относительно направления проката, рис.1 а, в, г. На продольных образцах с текстурой α -латуни и на поперечных образцах с многокомпонентными ориентировками отклонение трещины не наблюдается. Перезакалка состаренных образцов, которая растворяет упрочняемые δ'-(Al₃Li) частицы, не изменяет характер распространения трещины. Распространение трещины в образцах с текстурой α-латуни {110} <112> происходит путем кристаллографического среза по октаэдрическим плоскостям, рис.1 д.



Рис.1. Внешний вид распространения усталостной трещины в поперечных образцах при внецентренном растяжении (a, б) и растяжении с центральным надрезом (в, г) с текстурой {110} <112> (a, в, г) и многокомпонентными ориентировками (б). Схематическое изображение относительной ориентации следов скольжения плоскостей (111) и (111) на плоскость прокатки (110) с текстурой матрицы {110} <112> (д).

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОВОЛОКОН МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГЦК-РЕШЕТКИ

Старостенков М. Д., Яшин А. В., Дудник Е. А., Синица Н. В., Хорошилов Д. Е.

Россия, Алтайский государственный технический университет, e-mail: rubtsovsk@inbox.ru

THE INVESTIGATION OF NANOFIBERS OF METALS AND ALLOYS BASED ON FCC-LATTICE Starostenkov M. D., Yashin A. V., Dudnik E. A., Sinitsa N. V., Khoroshilov D. E.

Starostenkov M. D., Yashin A. V., Dudnik E. A., Sinitsa N. V., Khoroshilov D. E. Structure-energetical changes taking place in nanofiber of FCC metal Ni₃Al were studied by the method of molecular dynamics. The metals were subjected to high-velocity dynamic tension deformation in direction <111> up to fracture. The analysis of the graphs «stored energy-time of deformation» and «stress-time of deformation» at temperature 300 K is presented. The bond between processes of structural reconstruction taking place in the materials under study and the behavior of the graph of stored energy was determined multistage character of deformation was found and the classification of main stages of the nanofiber fracture was made. The mechanisms of atomic reconstruction accompanying every stage of deformation were described and analyzed.

Описание методики компьютерного эксперимента

В качестве объекта исследования был взят сплав Ni₃Al. Структура сплава имела вид кубической гранецентрированной ячейки с порядком распределения компонент, соответствующим сверхструктуре L1₂.

В работе для расчета динамики изменения атомной структуры в процессе деформации применялся метод молекулярной динамики с использованием парных потенциальных функций Морзе [1], подходящих с точки зрения соотношения затрат машинного времени и качества получаемых результатов. Взаимодействие атомов предполагалось зависящим лишь от межатомного расстояния. При расчетах взаимодействий атомов был взят радиус обрезания равный трем координационным сферам (0,494 нм). Расчет по трем сферам является оптимальным, так как энергетический вклад свыше трех сфер невелик.

Математическая модель метода молекулярной динамики [2] описывается системой обыкновенных дифференциальных уравнений движения Ньютона, для решения которой был применен численный метод Эйлера с полушагом.

На старте эксперимента, направления скоростей движения атомов задавались случайным образом так, чтобы суммарный импульс всех атомов расчетной ячейки был равен нулю. Длинна векторов скоростей соответствовала температуре эксперимента 300 К и корректировалась через каждые 10⁻¹³ с. После старта процесса динамической релаксации по методу молекулярной динамики происходило перераспределение скоростей в соответствии с законом вероятностного распределения Максвелла [3]. Нановолокно имело вид шестигранной призмы, с основанием, в виде правильного шестиугольника. Основание призмы лежало в плоскости (111). Высота (главная ось нановолокна), соответствовала направлению <111>. Плоскости боковых граней призмы относились к семейству {110} и являлись наиболее плотно упакованными из всех плоскостей, параллельных оси деформации.

Размер нановолокна составил 10608 атомов. К границам расчетного блока прикладывались смешанные граничные условия: жесткие в направлении <111> и свободные по боковым граням.

Динамическая одноосная деформация растяжения моделировалась посредством задания поступательного смещения всех атомов, расположенных в областях, соответствующих жестким границам, вдоль оси <111> на 0,002 нм через каждые 0,1 пс. Подобная модель соответствует скорости деформации 3,2·10⁹ с⁻¹.

Представленные результаты получены с помощью программы для персональной ЭВМ (свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2007611472 от 09 апреля 2007 г.).

Результаты и обсуждение

В ходе компьютерного эксперимента при температуре 300 К были построены графики зависимостей запасенной энергии деформации нановолокна и напряжения на захватах от времени эксперимента (см. рис. 1 (а) и (б) ниже). На рис. 1 (а) цифрой I отмечены участки квазиупругой деформации, II – пластической, III – течения (образования шейки), IV – разрушения. Графики отражают структурно-энергетические процессы, происходившие в материале. По ним можно достоверно выделить стадии деформации и сравнить характер изменений на этих стадиях.

На первом этапе деформации, длившемся до 35 пс, атомы колебались относительно своих узлов. Во время колебаний атомы могли выходить в межплоскостное пространство (между плоскостями {111}) и возвращаться обратно в свои плоскости. Происходило образование точечных дефектов в виде

вакансий, атомов замещения и межузельных атомов. На 36 пс в нановолокне наблюдалось смещение трех клиньев стреловидной формы, величина смещений атомов, при этом составляла 1,9-3,79 Ангстрем за промежуток времени с 34 по 36 пс. В смещение было вовлечено 12,7 % атомов нановолокна. Данное коллективное смещение атомов привело к резкому падению запасенной энергии деформации (рис. 1 (а)) и значения напряжения на захватах (рис. 1 (б)).



Рис. 1. Зависимость (а) запасенной энергии деформации и (б) напряжения на захватах от времени На втором этапе деформации после 35 пс наблюдалась регенерация структуры нановолокна на 74, 123, 150 и 190 пс (рис. 2 (а) и (б)). При этом линейно увеличивалось количество атомных плоскостей типа {111} в направлении растяжения. Восстановление структуры и генерация новых атомных плоскостей типа {111} происходили за счет расщепления исходных плоскостей {111}.



Рис. 2. Нановолокно (а) на 36 пс после коллективного смещения атомов и (б) на 74 пс после регенерации сверхструктуры

После восстановления структуры атомы занимали позиции, соответствующие структуре L1₂; происходило нарушение ближнего порядка; образовывались дефекты в виде вакансий, атомов замещения, межузельных атомов, а также АФГ. После частичной регенерации структуры в нановолокне происходили процессы, сходные с процессами первого этапа деформации, с той лишь разницей, что в кристалле уже присутствовали структурные дефекты, накопленные на предыдущих этапах деформации. После накопления достаточной величины запасенной энергии деформации (напряжения на захватах) происходило движение атомных клиньев в ограниченный промежуток времени (2-3 пс), что приводило к резким падениям значений напряжения и запасенной энергии деформации (данные моменты выделены на рис. 1 (а) вертикальными пунктирными линиями). В ходе деформации на втором этапе происходило утоньшение нановолокна и образование шейки.

На третьем этапе деформации с 360 по 445 пс происходила незначительная атомная перестройка в области шейки. Отдельные атомы смещались в направлении разрыва. Незначительные изменения в структуре на третьем этапе деформации привели к тому, что график запасенной энергии деформации установился в горизонтальном коридоре. Разрушение происходило на 455 пс в виде окончательного разделения двух участков нановолокна на две части.

Таким образом, в работе был представлен анализ графиков «запасенная энергия-время деформации» и «напряжение-время деформации». Установлена связь между процессами структурной перестройки, происходившими в исследуемых материалах, и поведением имеющихся графиков. Выявлены четыре основные стадии процесса деформации: квази-упругая, пластическая, течение и разрушение. Проанализированы и описаны механизмы атомной перестройки, сопровождающие каждую стадию. Список литературы

1. А.И. Царегородцев, Н.В. Горлов, Б.Ф. Демьянов, М.Д. Старостенков Атомная структура АФГ и ее влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой L1₂ //ФММ, 1984, т.58, вып.2, с.336-343.

2. Г.М. Полетаев Атомные механизмы диффузии в металлических системах с ГЦК решеткой, диссертация д.ф-м.н., Барнаул 2006.

3. Г.М. Полетаев, М.Д. Старостенков Динамические коллективные смещения атомов в металлах и их роль в вакансионном механизме диффузии // ФТТ, 2009, том 51, выпуск 4, с. 686-691.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГСН2А ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ Стрелкова И.Л., Почивалов Ю.И., Газетдинова А.О.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, strela@ispms.tsc.ru

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 30HGSN2A STEEL AFTER SURFACE ULTRASONIC PERCUSSIVE TREATMENT

Strelkova I.L., Pochivalov Yu.I., Gazetdinova A.O.

The effect of nanostructured surface lauers of high-strength 30HGSN2A steel on their structure-phase state and mechanical properties is investigated. It is shown, that the surface nanostructuring leads to increase of fatigue resistance and impact strength of the investigated steels up to 20-25%. Based on the results obtained the possible mechanisms of such change are discussed.

Материал многих высоконагруженных элементов конструкций в эксплуатационных условиях работает на пределе своих возможностей. Требуемый ресурс работы зависит не только от механических свойств материала, но и от состояния поверхности. Повышение прочности поверхностного слоя способствует резкому повышению выносливости, износостойкости и долговечности металлических изделий.

Среди известных способов поверхностной обработки особое место занимает обработка с использованием ультразвуковых механических колебаний [1]. Исследование воздействия различных режимов поверхностной обработки на состояние поверхностного слоя металла и установления взаимосвязи между структурой поверхностного слоя и прочностными свойствами объема металла является актуальной задачей.

Цель данной работы: провести сравнительную оценку микроструктурных изменений и механических характеристик высокопрочной стали марки 30ХГСН2А после поверхностной ультразвуковой ударной обработки и определить глубину образовавшегося модифицированного слоя.

Для достижения поставленной цели были проведены исследования по изменению основных механических характеристик образцов стали в состоянии поставки и после интенсивной пластической деформации поверхностного слоя. Установлено, что после обработки структура объема материала стали носит градиентный характер, т.е. изменяется по мере удаления от поверхности вглубь материала. Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что в поверхностном слое толщиной до 5-7 мкм наблюдается фрагментация мартенсита с образованием кристаллитов размером 50-75 нм. Такое изменение структуры ведет к увеличению на 4% относительного удлинения при сохранении высоких прочностных свойств.

Микротвердость поверхности повышается с 4,0 до 5,1 ГПа. Толщина сформировавшегося поверхностного слоя, оцененная по измерению микротвердости, составляет 0,01-0,03 мм. Такое различие микротвердости обусловлено созданием ультразвуковой ударной ковкой в поверхностном слое остаточных сжимающих напряжений, действие которых позволяет значительно повысить усталостную прочность и ударную вязкость материалов.

По результатам механических испытаний установлено, что модифицирование поверхности незначительно изменяет прочностные характеристики материала при статическом нагружении, но приводит к увеличению усталостной прочности, долговечности и ударной вязкости стали приблизительно в 1,5 раза. Это подтверждается анализом фрактографических исследований образцов. Показано, что характер излома находится в соответствии с уровнем ударной вязкости: имеет характерный ямочный вид, но по мере приближения к поверхности размер ячеек уменьшается, что свидетельствует о более высокой степени деформации.

Таким образом, можно утверждать, что ультразвуковая ударная обработка приводит к значительному модифицированию поверхностного слоя в результате дробления исходного мартенсита с частичным разрушением карбидов и формированию более равновесного структурного состояния. Это позволяет использовать данный технологический процесс для различных деталей с целью повышения их выносливости и долговечности с учетом незначительной себестоимости метода обработки.

Литература

1. Панин В. Е., Сергеев В.П., Почивалов Ю.И., Панин С.В., Воронов А.В. Создание наноструктурных состояний в поверхностных слоях комбинированным методом ионной имплантации – магнетронного распыления – ультразвуковой обработки // Физ. мезомех. – 2005. - Т. 8. – Спец. выпуск. - С. 113-116.

DFMN-2009

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ С ПОВРЕЖДЕННОСТЬЮ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Левин В.П., Жаркова Н.А., Солдатенков А.П.

Россия, Москва, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, e-mail: marattut@mail.ru

INTERRELATION BETWEEN THE THERMOPHYSICAL PROPERTIES AND DAMAGE OF PIPELINE STEEL

M.R. Tyutin, L.R. Botvina, V.P. Levin, N.A. Zharkova, A.P. Soldatenkov

Interrelation of heat capacity and damage of pipeline steel specimens tested at tension was investigated. It was established that heat capacity of specimens grows with an increase in material damage estimated using defect density and relative elongation of specimens. This process is developed most intensively in the region limited by the values of the yield and ultimate strength.

Анализ основных закономерностей разрушения показывает, что этот процесс, подобно процессу кристаллизации или процессам фазовых превращений, может рассматриваться с позиций теории фазовых переходов. Развитию такой аналогии были посвящены работы как зарубежных, так и отечественных исследователей [1-5], основанные на известных закономерностях теории фазовых переходов [6-8]. Для подтверждения и развития этой точки зрения важно установить взаимосвязь между теплофизическими и механическими характеристиками деформированных материалов. Этой задаче и было посвящено настоящее исследование, целью которого являлась оценка теплоемкости образцов после их деформирования.

Для исследования были использованы стандартные цилиндрические образцы из стали 09Г2С (табл. 1), испытанные на растяжение до различных степеней деформации (0; 3,5; 4,8; 7,7; 12,3, 27%) на машине Instron 3382 (максимальная нагрузка 10 т) со скоростью деформации 1 мм/мин при комнатной температуре. Измерение теплоемкости проводили на адиабатическом сканирующем калориметре SH-3000 фирмы «Sinku-Rico» (Япония) с постоянной скоростью нагрева в интервале температур 373-573 К. Предварительно шкалу измерения теплоемкости и температуры калибровали по эталонным образцам.

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали.											
С	Si	Mn	Ni	S	Р	Cr	N	Cu	Al	Mo	Ti
0,1	0,634	1,47	0,059	0,009	0,027	0,0551	0,005	0,105	0,0125	0,0044	0,0132

Механические свойства исследуемой стали: $\sigma_T = 380$ МПа; $\sigma_B = 520$ МПа; $\varepsilon = 27$ %; $\psi = 75$ %. Температурная зависимость теплоемкости приведена на рис. 1. Видно, что теплоемкость деформированных образцов возрастает почти на порядок в сравнении с недеформированными образцами, что согласуется с данными работы [9]. Было предположено, что рост теплоемкости связан с накоплением повреждений при деформировании образцов. Для подтверждения этого предположения с помощью сканирующего микроскопа LEO 430i оценена поврежденность испытанных образцов (Рис. 2).



Рис. 1. Температурная зависимость теплоемкости деформированных образцов.



Рис. 2. Дефекты в образце из исследуемой стали после деформирования в условиях растяжения вблизи поверхности разрушения (показана справа).

На рисунке 2 видно, что в процессе деформирования в структуре образцов появлялись дефекты в виде пор и микротрещин длиной от 2 до 100 мкм, вероятно, вследствие расслоений по межфазным границам. Плотность, раскрытие и длина трещин увеличивались с ростом деформации.

По данным оценки плотности дефектов и теплоемкости построены зависимости этих параметров от степени деформации (Рис. 3). Видно, что с увеличением степени деформации теплоемкость (C_p) и плотность дефектов (n) возрастает подобным образом, что свидетельствует о том, что увеличение C_p связано с ростом поврежденности материала в процессе его деформирования. Точки, показанные слева от кривых в верхней части рисунка (Рис. 3), соответствуют образцу, испытанному до деформации 4,8 %, в котором был обнаружен протяженный дефект в виде трещины, составляющей по размеру половину ширины образца (Рис. 4). Нагрузка, при которой был испытан данный образец, соответствовала нагрузки текучести и была не достаточна для образования протяженного дефекта, поэтому можно предполагать, что его зарождение произошло во время эксплуатации трубопровода, из материала которого был вырезан образец.



Рис. 3. Зависимость теплоемкости (C_p) при T=400 К и плотности дефектов от степени деформации образцов (ε) при растяжении.



Выводы. Таким образом, наблюдаемое значительное увеличение теплоемкости деформированных образцов связано с ростом их поврежденности, оцениваемой по плотности дефектов. Это позволяет рассматривать процесс разрушения с позиций теории фазовых переходов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-08-00821-а.

Литература

1. Ausloos M. Phase transition theory approach to fracture of materials // Solid States Communications, V.59, No.6, 1986, pp. 401-404.

2. Новиков И.И., Ермишкин В.А. Описание пластической деформации металлов в терминах теории фазовых переходов второго рода // Теплофизические свойства веществ и материалов: Сборник. М.: Изд-во стандартов. 1990. Вып. 29. С. 56—68.

3. Ботвина Л. Р. Фазовые переходы в процессах разрушения и кристаллизации // Докл. РАН. - 1995. т. 340, № 5.С. 617-621

4. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций // Л.: сб. трудов ФТИ им. Иоффе, 1986, с. 116.

5. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности: М. Наука, 2008. 324 С.

6. Вукалович М.П., Новиков И.И. Термодинамика. М.: Машиностроение, 1972. 670 с.

7. Стенли Г. Фазовые переходы и критические явления. - М.: Мир, 1973. С.419.

8. Френкель Я.И. Статистическая физика. М.—Л.: Изд-во АН СССР, 1948. С.760.

9. Козлов Е.А., Бричиков С.А., Вильданов В.Г., Горбачев Д.М., Юсупов Д.Т. Откольные и сдвиговые разрушения в сферических сходящихся оболочках из железа и сталей. Измерение энергий и остаточных деформаций // Деформация и разрушение материалов, № 11, 2008, с. 2-10.

ТЕХНОЛОГИЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 15Х5М

Фазылов М.Р., Ямилев М.З., Файрушин А.М.

РФ РБ г. Уфа Уфимский Государственный Нефтяной Технический Университет mtna_ugntu@mail.ru

TECHNOLOGY PREVENTION FRAIL DESTRUCTION OF THE WELDED STEEL JOINT 15X5M M.R.Fazilov, M.Z. Yamilev, A.M. Fairushin

This study presents the research results of vibration and ultrasound effect applied to the components during welding on mechanical characteristics of obtained welding joints.

В нефтегазовой промышленности имеется большая потребность в оборудовании, изготавливаемом из жаропрочных сталей типа 15Х5М. Данные стали обладают хорошими прочностными и антикоррозионными свойствами. Особенностью процесса изготовления оборудования из жаропрочных сталей типа 15Х5М с применением сварки является необходимость предварительного, сопутствующего подогрева с целью предотвращения образования холодных трещин. Перспективным направлением совершенствования технологии изготовления сварного оборудования из жаропрочных сталей является процесс изготовления этих конструкций с применением менее энергоёмких, более производительных и экологичных методов, позволяющих снизить вероятность образования холодных трещин в сварном соединении.

исследование B работе проводилось 5 образцов различными с режимами обработки(сопутствующие вибрация, ультразвук, предварительный и сопутствующий подогрев). Образец представляет собой стальную пластину, в которую вварены три трубки для имитации трубного пучка в трубной решетке теплообменного аппарата. После сварки наблюдение за образцами проводили в течение 10-ти дней, при которых образцы находились в нормальных условиях при комнатной температуре. Далее была произведена термообработка образцов по следующему режиму: нагрев до температуры 740-760°C, выдержка 3 часа и последующее остывание в печи со скоростью не более 100°С в час.

Одним из отбраковочных показателей для сварных соединений из стали 15Х5М является твердость металла шва и зоны термического влияния. Измерения проводились как на промежуточном этапе непосредственно после сварки, так и после термообработки. После термообработки значения твердости сварного шва и зоны термического влияния лежат в допустимых пределах.

Вывод: Экспериментально установлено, что применение вибрационной и ультразвуковой обработки взамен предварительного и сопутствующего подогрева в процессе сварки нефтегазового оборудования из жаропрочной мартенситной стали позволяет на межоперационном цикле, до проведения заключительного отпуска, снизить вероятность образования холодных трещин, тем самым увеличить технологическую прочность сварных соединений из стали 15Х5М и предотвратить разрушение материала.

РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОЛИКРИСТАЛЛА FE+3,25%SI В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ДВОЙНИКОВАНИЕМ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОМ ИНТЕРВАЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Долгих Д.Е.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

ROLE OF THE SIZE GRAIN POLYCRYSTAL Fe+3,25% Si IN DEFORMATION TWINNING IN THE WIDE TEMPERATURE-SPEED INTERVAL DEFORMATION

Feodorov V.A., Plushnikova T.N., Kirillov A.M., Dolgih D.E.

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

The dependence of an average number twins in grain from a square root from the size grain is described by linear dependence is established. The average number twins in grain at temperatures height \sim 270 K with growth of speed of deformation increases, and at temperatures more low \sim 270 K decreases, that speaks changes of mechanisms deformation.

Поликристаллические материалы находят широкое применение в технике и промышленности. Повышенный интерес к ним вызван изменением свойств таких материалов при уменьшении размера зерен *d* до микро- и нанокристаллического. Механическое двойникование в таких материалах считается эффективным средством повышения прочности и пластичности, т.к. границы двойников, способствуют аккумуляции дислокаций в зернах, повышая тем самым деформационное упрочнение, но в отличие от границ зерен они не являются местами, где дислокации аннигилируют.

Ранее на образцах монокристаллического сплава Fe+3,25% Si было показано, что зависимость интенсивности двойникования (общее число двойников в рабочей зоне) от температуры [1], а также скорости деформирования [2] имеет характерный максимум. Установлено, что в выбранном интервале испытаний с увеличением температуры интенсивность двойникования снижается, а положение максимума смещается в область более высоких скоростей деформирования.

Целью данной работы является установление количественной связи между средним числом двойников в зерне и их размеров в зависимости от температуры и скорости деформирования.

В работе исследовался ОЦК сплав Fe-Si, с содержанием кремния 3,25 %. Сплав подвержен деформации двойникованием в широком температурном и скоростном интервалах. Образцы с размером рабочей области $0,35 \times 10 \times 30$ мм, предварительно вырезанные в форме двойной лопатки, шлифовали, полировали и травили для выявления поликристаллической зеренной структуры. В образцах порядка 90 % всех зерен лежат в интервале $0,025 \div 0,225$ мкм, $d_{cp} = 0,12$ мкм – среднестатистический размер зерна. Испытания на растяжение проводили на механической машине Instron–5565 со скоростями относительной деформации $\dot{\varepsilon} \approx 0,002 \div 0,66$ с⁻¹ в интервале температур: 183 ÷ 393 К.

Эксперименты на образцах с размером зерна $d_{cp} = 0,12$ мм показали, что общее число двойников в рабочей области не имеет явно выраженной зависимости от скорости деформирования. В этом случае количественной характеристикой двойникования считали среднее число двойников в зерне в зависимости от размера зерна поликристаллического сплава, а также скорости деформирования и температуры. В эксперименте определялись размеры, число сдвойникованных зерен, и число образовавшихся в них двойников. Построены гистограммы распределения сдвойникованных зерен от размера зерна для различных температур и скоростей нагружения.

Выявлено, что максимум распределения сдвойникованных зерен смещается в сторону более крупного зерна, относительно общего распределения зерен поликристалла по размерам (рис. 1.а). Среднестатистический размер сдвойникованных зерен смещен в сторону более крупных размеров относительно среднестатистического размера зерна поликристалла. Это позволило сделать вывод о том, что крупное зерно в отличие от мелкого больше подвержено не только деформации скольжением, но и двойникованием.



Рис. 1.а) Гистограммы распределения частоты зерен по размерам: 1 - общего числа зерен в рабочей зоне образца, <math>2 - числа сдвойникованных зерен при заданной температуре и скорости деформирования; б) Зависимость среднего числа двойников в зерне от размера зерна при $\dot{\varepsilon} = 0,211$ с-1 и различных температурах: 1 - 183 K; 2 - 243 K; 3 - 293 K; 4 - 343 K.

Установлено, что зависимость среднего числа двойников в зерне от квадратного корня из размера зерна для одной и той же температуры хорошо описывается прямой зависимостью (рис. 1.б). Из графика видно, что для всех скоростей деформирования можно выделить "характерный" минимальный размер зерна, в котором двойникование отсутствует. В этом случае в соответствии с законом Холла-Петча следует ожидать затрудненности проявления двойникования при уменьшении размера зерна.



Рис. 2. Зависимости среднего числа двойников в сдвойникованном зерне среднего размера от температуры (а) и скорости деформирования (б).

Дальнейшие исследования показали (рис.2,а,б), что среднее число двойников в зерне при температурах выше ~270 К с ростом скорости деформирования возрастает, а при температурах ниже ~270 К снижается. Данное изменение можно объяснить сменами механизмов деформации, в определенном смысле конкурирующих между собой: при повышении температуры переход от двойникования к скольжению, а при снижении температуры – обратный переход.

Список литературы:

1. Финкель В.М., Савельев А.М., Королев А.П. // Физика металлов и металловедение, - 1979. - Т. 47. - Вып. 2. - С. 411–419.

2. Федоров В.А., Плужников С.Н., Плужникова Т.Н., Дудаков С.П., Кириллов А.М. // Деформация и разрушение материалов, - 2007. - № 7. - С. 13-16.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-97514р центр а)

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ZR-NB-CU *Федотова Н.Л., Ермишкин В.А., Минина Н.А., *Кормс И.А. ИМЕТ РАН, *ЦНИИЧермет, Москва,

DEFORMATION EFFECTS IN THE ZR-NB-CU ALLOYS Fedotova N.L., Yermishkin V.A., Minina N.A., Korms I.A.

It is possible to expect that the free volumes, which existence assume in amorphous materials because of their smaller density in comparison with crystal bodies with the same chemical compound, represent vacancy clusters. For the analysis structural evolutions of an investigated alloy under rolling deformation the photometric analysis of structural images has been used.

Аморфные материалы по своей физической природе относятся к классу конденсированных материалов, которые при комнатной температуре находятся в метастабильном состоянии. Их малая термическая устойчивость является прямым следствием того, что они являются результатом переохлаждения расплавов. Повышенные прочностные характеристики аморфных материалов находят свое объяснение в большей химической и структурной однородности по сравнению с кристаллическими материалами и в более высокой степени дисперсности их структуры [1,2]. Высокая температура расплавов повышает кинетическую энергию атомов, что способствует выравниванию химического состава в объеме расплава, растворению соединений и повышению равновесной концентрации вакансий. Тепловое движение атомов при высокой температуре не сводится к колебаниям атомов около равновесного положения. Оно представляет собой сочетание атомных колебаний около их равновесных положений и перескоки вакансий [3]. Следует отметить, что большая концентрация вакансий и их высокая подвижность в расплаве материала способствует их кластеризации. По сравнению с одиночными вакансиями поры оказываются термически более устойчивыми благодаря их меньшей свободной энергии по сравнению с одиночными вакансиями с одинаковым суммарным объемом. Вследствие этого, можно ожидать, что свободные объемы, существование которых предполагают в аморфных материалах из-за их меньшей плотности по сравнению с кристаллическими телами с тем же химическим составом, представляют собой вакансионные кластеры. Приведенные выше соображения позволяют объяснить результаты деформирования ленточки из аморфного сплава системы Zr-Nb-Cu прокаткой со степенью обжатия ~40%. Для анализа структурных эволюции исследуемого сплава в результате деформации был использован фотометрический анализ структурных изображений. Физические основы метода изложены в работах [4,5] и здесь они не будут обсуждаться.



Рис.1 Фрагменты образца и спектры яркости отражения от них до (а) и после прокатки (б)

На рис.1 видно, что в результате прокатки уменьшилась шероховатость поверхности и увеличилась яркость отражения. Произошло вскрытие пор, которые занимают значительную часть поверхности образца. Это можно заметить из сравнения состояния поверхности образца до и после прокатки, показанные на рис.2 Спектральная плотность яркости отражения во всем диапазоне яркостей возросла в результате прокатки образца за исключением интервала с повышенным поглощением (крайний слева) за счет сглаживания шероховатостей на поверхности исходного образца.

DFMN-2009



Рис.2 Фрагмент поверхности образца до прокатки (а) и после нее (б) (× 13)

На правой части рисунка видно достаточно равномерное распределение пикселей с повышенной поглощающей способностью (более шероховатых). После прокатки происходит их вскрытие с образованием сетки сквозных отверстий, распределение которых носит случайный характер. Размеры пор лежат в интервале 0,125-0,35 мм. Средний размер пор при этом составляет 0,25 мм. С учетом того, что толщина образца в результате прокатки уменьшилась до 0,05 мм. относительный объем, занимаемый порами, составил 3,2%. Это значение достаточно близко к величине потери плотности аморфного материала по сравнению с кристаллическим при одинаковом химическом составе (~4%) Таким образом проведенный эксперимент показал, что свободные объемы в аморфных материалах , вопрос о существование которых неоднократно обсуждался в литературе, по-видимому представляют собой небольшие вакансионные кластеры со средним объемом порядка $1,7 \times 10^{-8}$ см³. В предположении сферической формы кластеров радиус кластера оказывается равным ~1,6 × 10⁻³ см. Для получения более точных оценок требуется использовать изображения с большим увеличением и разрешением.

Литература

1. Ковнеристый Ю.К. Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы. М.: Наука. 1999. 79 с.

2. Huang J.C., Hsieh K.C., Lai Y.H., Chen H.V., JangJ. S.C., Liaw P.K. Two-glassy bulk metallic glass remarkable plasticity.// Applied Physics Letters. 2007. v.91. 131901

3. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. Собрание избранных трудов. М.-Л.: Из-во АН СССР. 1959. 460 с.

4. 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

5. 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.
ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ И ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ СПЛАВА ZR-2,5%NB ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОСАДКЕ

Хасанова Г. Ф., Мулюков Р. Р., Валиахметов О. Р., Галеев Р. М.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов, guzelechka-86@mail.ru

THE INFLUENCE OF INITIAL STATE AND TEMPERATURE-STRAIN RATE REGIMES OF DEFORMATION ON STRUCTURE EVOLUTION OF ALLOY ZR-2.5% NB AT ISOTHERMAL DEFORMATION

Khasanova G.F., Mulyukov R.R., Valiahmetov O.R., Galeev R.M.

Structure evolution of zirconium alloy under conditions of isothermal deformation has been investigated. Processes of dynamic recrystallization taking place under isothermal deformation result in formation of homogeneous ultrafine-grained structure with equiaxed grains. The formation of recrystallization structure ceases on attaining a degree of deformation more than 70%. The influence of the initial average grain size of Zr-2,5%Nb alloy on dynamic recrystallization processes under isothermal deformation was investigated.

Сплавы циркония, характеризующиеся незначительным паразитным захватом нейтронов и высокими антикоррозионными свойствами, служат основным конструкционным материалом деталей активной зоны тепловых реакторов. Надежность и долговечность конструкций из циркониевых сплавов определяется прочностными свойствами, способностью сопротивляться коррозии, усталостному разрушению и радиационному распуханию. В настоящее время основным подходом к повышению комплекса свойств циркониевых сплавов является формирование в них однородной мелкозернистой микроструктуры. Одним из эффективных способов получения однородной мелкозернистой структуры в металлах и сплавах является деформационная обработка в условиях динамической рекристаллизации. Однако природа структурных изменений при динамической рекристаллизации в циркониевых сплавах на сегодняшний день мало изучена, поэтому требуется проведение систематических исследований процессов, протекающих в циркониевых сплавах при деформации в диапазоне температур динамической рекристаллизации.

В работе исследовано влияние исходного состояния и температурно-скоростных условий деформации на процессы формирования мелкозернистой микроструктуры в сплаве Zr-2,5%Nb при изотермической деформации. Исходные состояния с различным размером β-превращенных зерен, были получены отжигом в β-области при температурах 900, 950 и 1000°С.

Изотермическую деформацию по схеме «осадка» проводили при 700 и 800 °C со скоростями 5×10^{-3} и 5×10^{-4} с⁻¹ после чего образцы охлаждали в воду. Анализ зависимости σ -є, и микроструктурных изменений показал, что в процессе изотермической деформации развивается динамическая рекристаллизация и формируется мелкозернистая равноосная структура. Процесс рекристаллизации полностью завершается при температуре 800 °C после степени деформации 65%, а при 700 °C после степени деформации 80%.

Установлено, что средний размер рекристаллизованных зерен зависит от температуры деформации. После деформации при температуре 800°С формируется однородная мелкозеренистая структура со средним размером зерен 3 мкм, после деформации при 700 °С размер рекристаллизованных зерен составляет около 1 мкм.

Выявлен характер влияния температуры и скорости деформации на процессы структурообразования при изотермической осадке в двухфазной области. Установлены основные закономерности эволюции структуры сплава Zr-2,5%Nb в процессе динамической рекристаллизации.

Исследовали влияние среднего размера β-превращенных зерен сплава Zr-2,5%Nb на процессы динамической рекристаллизации при изотермической осадке при температурах 700 и 800 °C со скоростями 5×10⁻³ и 5×10⁻⁴ с⁻¹. Проведена количественная оценка макрооднородности структуры и объемной доли рекристаллизованных зерен в центральной области осаженного образца.

На основе анализа полученных результатов и установлены наиболее оптимальные температурно-скоростные режимы формирования однородной ультрамелкозернистой структуры в сплаве. Исследовано влияние ультрамелкозернистой структуры на конструкционные свойства сплава.

ДЕФОРМИРУЕМЫЕ И ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ Белов Н.А., Чеверикин В.В. МИСиС

Развитие современной техники предъявляет все более высокие требования к материалам. Стандартные литейные и деформируемые сплавы на основе алюминия часто не отвечают этим требованиям, что вынуждает использовать более дорогие материалы, в частности, полученные по специальным технологиям (сверхбыстрая кристаллизация, механическое легирование, замешивание в расплав ультрадисперсных частиц и т.д.). Высокая стоимость последних существенно ограничивает производство и потребление готовых изделий.

В связи с этим <u>для фасонного литья</u> актуален поиск состава сплавов, из которых можно получать на имеющемся оборудовании высококачественные фасонные отливки с более высоким уровнем эксплуатационных свойств, чем у отливок из известных сплавов. Наилучшими литейными свойствами обладают сплавы, имеющие достаточно большое количество эвтектической составляющей. Среди промышленных алюминиевых сплавов к ним относятся силумины (на базе алюминиево-кремниевой эвтектики), которые нашли очень широкое применение. Однако для изделий новой техники уровень прочности ($\sigma_в$ <400 МПа), обеспечиваемых силуминами, часто оказывается недостаточным. С другой стороны, наиболее прочные известные литейные сплавы на базе систем Al–Cu (типа AM5) и Al–Zn–Mg–Cu (BAЛ12) отличаются очень низкой технологичностью при получении фасонных отливок. Поэтому повышение прочности новых сплавов должно обязательно сочетаться с высокой коррозионной стойкостью и хорошей технологичностью при литье всеми прогрессивными методами с использованием многоразовых металлических форм.

Среди деформируемых алюминиевых сплавов наиболее высокопрочными являются сплавы на основе системы Al–Zn–Mg–Cu. Их недостатком является то, что повышение прочности за счет увеличения концентраций цинка, магния и меди (сплавы типа B96Ц-3) приводит к снижению пластичности, трещиностойкости, коррозионной стойкости и повышению чувствительности к примесям. Это вынуждает использовать высокочистые шихтовые материалы, что удорожает сплавы, и более мягкие режимы старения (T2 вместо T1), что приводит к потере прочности. Кроме того, высокопрочные сплавы на базе системы Al–Zn–Mg–Cu отличаются низкой технологичностью, в частности, при литье слитков, обработке давлением и сварке плавлением.

Проведенные в последние годы на кафедре металловедения цветных металлов МИСиС работы по исследованию влияния добавки никеля на структуру и свойства литейных и деформируемых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu (типа ВАЛ12 и В95) показали возможность в существенной степени устранить вышеперечисленные недостатки. В результате был создан сплав AЦ6H4, который является наиболее прочным ($\sigma_{в}$ ~530 МПа) из известных свариваемых алюминиевых сплавов. Однако наличие в этом сплаве меди приводит к недостаточной общей коррозионной стойкости а также расширяет интервал кристаллизации, ухудшая литейные свойства.

Решению задачи получения высокой прочности безмедистых литейных и деформируемых сплавов на базе системы Al–Zn–Mg в сочетании с хорошими технологическими свойствами за счет оптимального легирования эвтектикообразующими элементами (Ni, Fe и Si) и посвящена данная работа.

В работе построены фрагменты многокомпонентных фазовых диаграмм системы Al–Zn–Mg– Ni–Fe–Si, которые позволили оптимизировать состав и структуру высокопрочных литейных и деформируемых сплавов на основе термически упрочняемой алюминиевой матрицы с эвтектическими фазами.

На примере высокопрочных сплавов запатентованных сплавов АЦ7Мг3Н4 и 019705 показано, что добавки эвтектикообразующих элементов приводят к повышению прочностных свойств за счет глобулярных частиц эвтектических фаз и улучшению литейных свойств (в частности показателя горячеломкости) в результате сужения эффективного интервала кристаллизации по сравнению с базовым сплавом. Показано, что наличие глобулярных относительно равномерно распределенных включений эвтектических фаз ускоряет распад пересыщенного алюминиевого твердого раствора при старении и препятствует образованию грубых зернограничных выделений фазы T-Al₂Mg₃Zn₃, характерных для сплавов системы Al-Zn-Mg.

Свойства новых разработанных высокопрочных сплавов АЦ7Мг3Н4 и 019705 представлены в таблицах

Сплав	НВ	σ _{0.2,} МПа	σ _{в,} МПа	δ, %	σ-1, МПа, 1·10 ⁷ циклов	КСU, кгс∙м/см ²	К _{1С} , МПа*м ^{1/2}	ПГ, мм
ВАЛ 12	175	500	540	3	90	0,5	21 (T5)	>16
ВАЛ 10	120	410	490	9	120	1,5	26	>16
АЦ6Н4	195	500	550	3	160	-	30	14
АЦ7Мг3Н4	210	550	620	6	190	0,9	30	14

Свойства высокопрочных литейных сплавов в состоянии Т6 (литье в кокиль)

Свойства новых высокопрочных деформируемых сплавов в сопоставлении с промышленными в состоянии T1

F				
Сплав	HB	σ _{0.2,} МПа	σ _{в,} МПа	δ, %
В96ЦЗ (пруток)	185	600	640	6
В95пч (пруток)	175	550	600	7
B95 (плита)	155	480	520	4
АЦ7Мг3Н4 (лист)	210	580	620	5
019705 (лист)	215	650	680	5
019705 (пруток)	220	710	720	6

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Li-Mg, УПРОЧНЕННОГО ЧАСТИЦАМИ Al₂CuLi (T₁)

Шамрай В.Ф.¹, Грушко О.Е.², <u>Тимофеев В.Н.¹</u>, Лазарев Э.М.¹, Клочкова Ю.Ю.², Гордеев А.С.¹

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН. ² ФГУП Всероссийский институт авиационных материалов. E-mail: shamray@ultra.imet.ac.ru

FEATURES OF PLASTIC DEFORMATION OF AL-Cu-Li-Mg SYSTEM ALLOY HARDENED BY Al₂CuLi (T₁) PARTICLES

V.F.Shamray, O.E.Grushko, V.N.Timofeev, E.M.Lazarev, Ju.Ju.Klochkova, A.S.Gordeev

Structure states of pressed and hot rolled sheets of Al–Cu-Li-Mg system alloy, placed in the equilibrium region of aluminum solid solution with Al₂CuLi (T₁) phase, are studied by X- ray, texture and electron microscopy analysis's methods. Sheets from this alloy have practically one-component texture Bs {110} <112>, and T₁ is the main phase, which precipitated during ageing. Localized type of deformation of investigated materials is stipulated by T₁ phase plates of oriented precipitation, which are situated on boundaries of slip bands.

Высокая прочность и жесткость материалов из сплавов системы Al-Cu-Li-Mg, наряду с относительно низким удельным весом делают их востребованными в различных отраслях аэрокосмической промышленности [1]. Их свойства существенным образом зависят от правильно подобранных режимов деформации, термической обработки и типа упрочняющих фаз, выделяющихся при старении. В настоящей работе представлены результаты исследования структурных состояний прессовок и горячекатаных листов из сплава этой системы, содержащего ~1,4 вес. % Li, находящегося в области равновесий алюминиевого твердого раствора α с фазой T₁ (Al₂CuLi).

Листы толщиной δ =4 мм катали при температуре 395°С из прессованных полос толщиной 11 мм, полученных прессованием слитков диаметром Ф70 мм, поперек направления прессования, степень деформации материала при прессовании и прокатке составляла 84 и 64, соответственно. Листы подвергали закалке после нагрева при 515 °С и старению по режиму 160°С в течение 30 часов. Рентгенофазовый анализ проводили по результатам съемки на ДРОН-7 в СиК_а излучении, монохроматизированном от плоского графитового монохроматора, установленном на отраженном пучке. Для съемки полюсных фигур использовали текстурную приставку ПГТМ [2]. Текстуру прессованной полосы и листов исследования отбирали из срединной их части по толщине. В исследованных образцы для исследования отбирали из срединной их части по толщине. В исследованных образцах поверхность располагалась в плоскости прокатки (ДП) и поперечном сечении листа по высоте (ПВ) Структурные исследования методом просвечивающей электронной микроскопии выполнены на микроскопе JEM-1000 (JEOL) при ускоряющем напряжении 500 кВ.



 0
 5
 10
 15

 -20
 -25
 30
 35

 -20
 -25
 30
 35

 -40
 -45
 -50
 -66

 -50
 -50
 -66

 -50
 -65
 -70
 -75

 -60
 -85
 -90
 -75

 -60
 -75
 -70
 -75

 -60
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -75
 -70
 -75
 -75

 -70
 -75
 -70
 -75

 -70
 -75
 -70
 -75

 -70
 -75
 -70
 -75

 -70
 -75
 -70
 -75

 -70
 -75
 -70

Рис. 1. (а)-ФРО прессовки, (б)-ФРО горячекатаного листа

Прессованные полосы обладали многокомпонентной текстурой, в которой доминировали ориентировки типа **Bs**, **Cu** и **S**, наибольшая интенсивность отвечала компоненту **Bs** (рис. 1a).

На электронно-микроскопических изображениях, полученных при съемке образцов прессованных полос, поверхность которых была параллельна плоскости прокатки (направление ДП), видны полосы скольжений, ориентированные в направлении прессования (НП) (рис. 2a), то есть деформация материала осуществлялась путем сосредоточенного сдвига. Выделения фазы T₁ фиксируются в области границ полос скольжения. Частицы фазы T₁, пластины в форме гексагонов, как и следовало ожидать, принимая во внимание тип текстуры и ориентационные соотношения матрица - решетка фазы T₁ (рис. 2б). По данным рентгенофазового анализа фаза T₁ была основной гетерогенной составляющей.



Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения при съемке в направлениях: а-ДП и б-ПВ.

В горячекатаных листах была сформирована практически однокомпонентная текстура **Ex**₁ {110}<111>, с высокой ориентационной плотностью в максимуме ($\varphi_1=50^\circ$, $\varphi_2=0$): F~25 (рис. 1б). Эта ориентировка характерна для катаных листов из алюминий-литиевых сплавов [3]. Ее образование, очевидно, было облегчено, тем обстоятельством, что, с учетом с типа текстуры сформировавшейся в прессованных полосах ({110}<112>), была проведена перекрестная прокатка листов в направлении, совпадающем с направлением <111>. После закалки и старения горячекатаных листов интенсивность основного максимума заметно ослабла, однако, однокомпонентный характер текстуры в них сохранился.

Из результатов выполненного исследования следует, что локализованный характер деформации исследованного материала с образованием полос скольжения и образование частиц фазы T_1 можно рассматривать как взаимно-связанные процессы. Согласно известному механизму [4], образование структуры гексагональной фазы T_1 в плотноупакованной решетке твердого раствора меди и лития в алюминии стимулируется частичными дислокациями Шокли *a*/6<112>. В результате прохождения таких дислокаций в каждом третьем и четвертом слое плотноупакованной кубической решетки, последовательность ABC изменяется на последовательность ABAC. В дальнейшем, за счет частичного упорядочения атомов меди и лития она трансформируется в последовательность A_1BA_2C характерную для структуры фазы T_1 . Деформация материала при прессовании и прокатке приводит, по-видимому, к возникновению дислокаций Шокли и стимулирует этот процесс. В свою очередь, выделение хрупких ориентированных пластин фазы T_1 по границам полос скольжений способствует развитию деформации материала путем сосредоточенного сдвига.

Высокопрочные материалы из сплавов алюминий-медь-литий ($\sigma_B \sim 600$ МПа, $\sigma_S \sim 550$ МПа) обладают обычно многокомпонентной текстурой и упрочняются выделениями нескольких фаз (помимо T₁ также θ `). Прочностные характеристики листов исследованного сплава заметно ниже ($\sigma_B \sim 550$ МПа, $\sigma_S \sim 480$ МПа), по-видимому, из-за резко ориентированного характера, как матрицы, так и выделений упрочняющей фазы. При механических испытаниях на растяжение вдоль направления прокатки, в частности, пластины фазы T₁, ориентированные перпендикулярно направлению прокатки, заметно ослабляют поперечное сечение материала.

Литература.

1. S.J.Hales, R.A.Haflay. Mater. Sci. and Engng. A, 1998. V.257. №1. P. 153.

- 2. В.Ф.Шамрай, В.А.Лифшиц, В.Н.Серебряный и др. Заводская лаборатория. 2009. №1. С. 32.
- 3. В.Ф.Шамрай, О.Е.Грушко, И.В.Эгиз, С.Н.Боровских. Металлы. 2006. №2. С. 94.
- 4. J.M.Howe, J.Lee, A.K.Vasudevan. Metallurgical Transaction. 1988. V. 19A. P. 2911.

ДИНАМИКА МАКРОПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБРАЗОВАНИЕ ШЕЙКИ ПЕРЕД РАЗРЫВОМ СПЛАВА AI-Mg

Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов А.А.

Россия, Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

DYNAMICS OF MACROBANDS OF LOCALIZED DEFORMATION AND THE NECKING BEFORE THE FRACTURE OF Al-Mg ALLOY Shibkov A.A., Zolotov A.E., Mihlik D.V., Zheltov M.A, Shuklinov A.V., Denisov A.A.

Abstract. Relationship between dynamics of deformation bands and the necking on the prefracture stage during tensile test of Al-Mg alloy is investigated by fast videotape in situ method.

Алюминиевые сплавы используют для изготовления легких конструкций. Алюминиймагниевые сплавы, обладающие уникальным сочетанием высокой прочности, свариваемости, коррозионной стойкости и низкой плотности, нашли свое применение в авиационной технике, судостроении, автомобильном и химическом машиностроении. Однако эти сплавы демонстрируют неустойчивую деформацию, связанную с локализацией пластического течения в статических и распространяющихся полос деформации, которые, с одной стороны, ухудшают качество поверхности промышленных изделий, а с другой – снижают пластичность сплавов Al-Mg. Последнее непосредственно связано с влиянием полос деформации на механизмы разрушения. В условиях проявления прерывистой деформации сплавы Al-Mg демонстрируют, как правило, вязкое разрушение. Теория вязкого разрушения, однако, не учитывает локализацию деформации в макроскопических полосах деформации, распространяющихся или статических, а основана на представлении о зарождении деформационных и/или диффузионных пор, их подрастании (коалесценции) и слиянии в магистральную трещину [1].

Прерывистую деформацию различают на эффект Портевена-Ле Шателье, который выражается в появлении скачков разгрузки на кривых деформирования в жесткой испытательной машине и эффект Савара-Массона – появление ступеней деформации на кривых нагружения в мягкой деформационной машине. При «жестком» режиме нагружения, когда растяжение происходит с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon}_0 = const$, в центральной области образца накапливаются остановившиеся полосы деформации и разрушение происходит, как правило, по статической полосе деформации. При «мягком» режиме нагружения с постоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0 = const$ статических полос деформации не наблюдается. Полосы зарождаются и, расширяются [2], их границы заходят в разгруженную часть в области лопатки, а разрушение происходит обычно в центральной части образца. Поэтому механизм разрушения сплава Al-Mg, деформируемого в условиях проявления эффекта Савара-Массона отличается от механизма разрушения в условиях проявления эффекта Портевена-Ле Шателье. Исследование природы вязкого разрушения материалов с учетом локализации деформации в статических и распространяющихся полосах деформации представляет в настоящее время актуальную проблему. Особенно она важна для промышленных алюминиевомагниевых сплавов с содержанием магния от 3 до 6%, широко используемых в автомобильной и авиационной технике.

В настоящей работе с помощью высокоскоростной видеосъемки со скоростью 1000 кадр/с проведены исследования роли полос деформации и образование шейки в сплаве AMr6 с различной исходной микроструктурой. Установлено, что сплав с преципитатной микроструктурой магистральная трещина распространяется по первичной полосе локализованного сдвига – триггера развития первого макроскопического скачка деформации, а в сплаве с рекристаллизованной зеренной структурой магистральная трещина распространяется в сечении, наиболее интенсивно «обработанного» полосами деформации.

На основе данных видеосъемки поверхности образцов сплава АМг6 перед разрывом установлено, что шейка образуется в результате автолокализации полосы деформации из-за смены ее поступательного движения со скоростью порядка 10 см/с на осциллирующее с периодом колебаний около 10 мс. Разрыв металла происходит в результате 4-6 осцилляций фронта полосы, центр тяжести которой остается неподвижным.

Обнаружено, что за 200-300 мс до разрыва на локальном участке кристалла, через который пройдет магистральная трещина, происходят скачкообразные события смены угла границы полосы

относительно оси растяжения с образованием полосы в виде ломаной линии. Установлено, что количество таких событий растет по мере приближения к моменту разрыва по степенному закону с показателем степени –0.7, аналогичному степенному закону Омори для землетрясений – предвестников землетрясений большой магнитуды. Предполагается, что процесс изменения угла границы полосы с фазой формирования ломаной границы и приводят к локализации деформации в виде шейки и разрыву образца.

Работа выполнена в рамках реализации аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)», рег. номер проекта 2.1.1/2747.

Литература

- 1.Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия. 1986. 224 с.
- 2.Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Лебедкин М.А. Динамика спонтанной делокализации пластической деформации при неустойчивом пластическом течении сплавов Al-Mg // Известия РАН. Серия физическая. 2006. Т. 70. № 9. С. 1372-1376.

ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ПЛАСТИЧНОГО ПЕРМЕНДЮРА ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Ширинов Т.М.¹, Глезер А.М.², Громов В.Е.¹, Коновалов С.В.¹

¹ Россия, ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru ² Россия, Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова,

ЦНИИЧермета им И.П. Бардина, e-mail: glezer@imph.msk.ru

POSSIBILITY OF OBTAINING PLASTIC PERMENDUR BY QUENCHING FROM THE LIQUID STATE

Shirinov T.M., Glezer A.M.², Gromov V.E.¹, Konovalov S.V.¹

The fine structure of ordering magnetic soft FeCo alloy obtained by the quenching from the liquid state is studied by methods of transmission and scanning electron microscopy. The effect of superspeed quenching and the following annealing on the crystallization processes structure aspects, atomic ordering and polymorphous transformation is investigated. The reasons of the alloy plasticity increase as a result of the quenching from the liquid state are established.

Цель настоящей работы состояла в том, чтобы выявить особенности протекания фазовых превращений и формирующейся микроструктуры при закалке из жидкого состояния (ЗЖС) сплава FeCo и выяснить возможность повышения пластичности сплава путем сверхскоростной закалки.

Объектом исследования служили ленточные образцы сплава $Fe_{50}Co_{50}$, полученные методом спиннингования из расплава в среде инертного газа. Образцы имели ширину 10 мм и толщину в интервале 40-50 мкм. Изотермические отжиги закаленных образцов проводили при температурах 200-1000⁰С в течение 1 ч.

Структурные исследования выполнены на аналитическом электронном микроскопе JEM-200СХ в режиме просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии при ускоряющем напряжении 200 кВ (ПЭМ) и 40 кВ (РЭМ).

Установлено, что после ЗЖС в сплаве отсутствуют какие-либо признаки протекания мартенситного превращения. Вместе с тем, по границам зерен обнаружены частицы остаточной үфазы. Объемная доля ү-фазы составляет, по нашим оценкам, около 5%, причем наблюдается тенденция к снижению этого значения по мере увеличения толщины закаленных ленточных образцов.

Размер зерна сплава FeCo после ЗЖС составляет около 5 мкм и не меняется вплоть до температуры отжига 500°С. Далее происходит резкий рост до 20 мкм и последующее снижение, связанное с фазовой перекристаллизацией.

Закалка из расплава фактически не влияет на протекание в сплаве полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и превращения второго рода $\alpha \rightarrow$ сверхструктура типа В2. Незначительное влияние заключается в наличии в структуре быстрозакаленного сплава малого количества остаточной γ -фазы и в небольшом снижении степени порядка по типу В2, которое, в свою очередь, зависит от конечной толщины ленточных образцов. Поскольку при спиннинговании расплава эффективная скорость охлаждения обратно пропорциональна конечной толщине, в образцах с меньшей толщиной (более высокой скоростью охлаждения) степень порядка ниже, чем в образцах с большей толщиной (более низкой скоростью охлаждения).

Определяющую роль в формировании ближнего порядка смещений, в системе Fe-Co играют, с одной стороны, избыточные вакансии, фиксируемые в твердом растворе в процессе ЗЖС, и, с другой – достаточно высокая степень дальнего порядка по типу B2. Отсутствие хотя бы одного из этих условий не дает возможности проявиться эффектам статических смещений, ведущим к формированию эффектов диффузного рассеяния на микроэлектронограммах. ЗЖС ведет к заметному повышению пластичности сплава FeCo. При этом склонность к хрупкому зернограничному разрушению возрастает по мере роста степени порядка в образцах, прошедших ЗЖС.

Таким образом, методом ЗЖС можно получить достаточно пластичный безванадиевый пермендюр (FeCo), что практически не реализуется при «обычных» способах выплавки, передела и термической обработки. Это, помимо всего прочего, должно привести к повышению важного эксплуатационного параметра – величины индукции магнитного насыщения, поскольку ванадий снижает эту величину. Достигнутое в работе значение индукции насыщения 2,36 Тл, безусловно, нельзя считать предельным, поскольку проведенная предварительная термическая обработка, повидимому, не является оптимальной с точки зрения полного устранения остаточной γ-фазы.

VI. ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

МОГУТ ЛИ КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ РАБОТАТЬ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ? Андриевский Р.А.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, ara@icp.ac.ru

CAN CONSOLIDATED NANOMATERIALS USE IN EXTREME CONDITIONS? Andrievskiy R.A.

Numerous interfaces, non-equilibrium phases and segregation presence, residual stress availability and so on tend to increase Gibbs free energy. It is evident that thermal activation and other factors such as radiation and deformation lead to the enhancement of diffusion, recrystallization, relaxation with particular or total annihilation of nanostructure with physical-mechanical property decrease. There are some features of nanomaterials which contribute to the nanostructure reservation. By the example of ultra-high temperature materials for jet engines and radiation resistant those for nuclear reactors the possibilities of consolidated nanomaterials for extreme conditions are considered and discussed in detail.

Особенности наноструктуры определяют неравновесную природу наноматериалов. Удаление этих объектов от равновесия обусловлено как наличием значительного избытка свободной поверхностной энергии (в связи с малым размером нанокристаллитов), так и присутствием дефектов, неравновесных фаз, концентрационных сегрегаций, остаточных напряжений, микро- и нанопор. Всё это, с одной стороны, приводит к существенному повышению физико-механических и других свойств наноматериалов, но с другой стороны, заставляет уделять значительное внимание сохранению их стабильности. Вполне очевидно, что при термических воздействиях, а также в силовых, коррозионных и радиационных полях могут иметь место рекристаллизационные, сегрегационные, гомогенизационные и релаксационные процессы; фазовые переходы; явления распада и образования фаз, аморфизация, спекание и заплывание нанопор (нанокапилляров). Указанные явления, особенно в экстремальных явлениях эксплуатации, характерных для многих энергетических установок нового поколения, могут приводить к большей или меньшей деградации наноструктуры, сопровождаясь спадом физико-механических и других свойств наноматериалов. Тем не менее для наноструктур характерно наличие некоторых особенностей, препятствующих активной рекристаллизации (присутствие большого числа тройных стыков, возможная немонотонная зависимость свободной энергии от размера кристаллитов, образование нановключений при спинодальном распаде, наличие нерастворимых выделений в дисперсио- и дисперсионно-упрочненных сплавах).

Однако для сложнолегированыых многокомпонентных сплавов трудно однозначно априори оценить весомость различных факторов, как благоприятствующих сохранению наностругктуры, так и, наоборот, способствующих её аннигиляции. Поэтому сейчас прибегают преимущественно к экспериментальному изучению стабильности наноматериалов в различных условиях. В данном докладе будет рассмотрена возможность использования наноматериалов в экстремальных условиях на примере лопаток газотурбинных двигателей и радиационно-стойких материалов для атомной энергетики.

Отмечено, что для этих целей наиболее перспективно применение высокоэнергетического размола (механосинтеза) для получения ультрадисперсных порошков с последующим электроразрядным спеканием, что во многих случаях дает возможность реализации наноструктуры на уровне размера зерен менее 100 нм. Анализируются преимущества наноструктурных термобарьерных покрытий, а также возможности наноструктурного подхода для повышения трещиностойкости хрупких наноматериалов на основе карбидов, боридов, нитридов и оксидов.

Радиационное охрупчивание в результате аморфизации при облучении и радиационное распухание – вот далеко не полный перечень причин для аварийных ситуаций при эксплуатации ядерных реакторов различного назначения. Переход к наноструктурам может дать ощутимые преимущества для реакторных материалов, функционирующих в условиях больших доз облучения. К настоящему времени накоплены некоторые данные по влиянию облучения на структуру и свойства консолидированных наноматериалов на основе MgGa₂O₄, TiNi и W-TiC. Показано, что наноструктуры, по сравнению с обычными крупнокристаллическими объектами, более устойчивы к аморфизации и в меньшей степени склонны к распуханию и образованию поверхностных повреждений. Всё это свидетельствует о целесообразности дальнейших разработок.

НАНОРАЗМЕРНЫЙ КАРБИД КРЕМНИЯ – НОВЫЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРАДИЦИОННОГО КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА Андриевский Р.А., Калинников Г.В.

Россия, Институт проблем химической физики PAH, ara@icp.ac.ru

NANOSIZED SILICON CARBIDE – NEW PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF TRADITIONAL MATERIAL Andrievskiy R.A., Kalinnikov G.V.

Traditional materials-based silicon carbide are well known and have a wide distribution in different fields. In recent time there is a great interest to nanosized silicon carbide because of its interesting optical and biological properties. Mechanical properties of nanosized SiC bulks, films and wires are considered and discussed in detail.

Материалы на основе карбида кремния давно и широко исследуются (практически ежегодно проходит 1-2 конференции) и широко применяются в разнообразных областях (абразивы, нагреватели, огнеупоры, корозионно-стойкие изделия, обычные и ультрадисперсные порошки, монокристаллы и подложки в полупроводниковой технике, волокна и композиты, покрытия для удержания осколков деления в реакторной технике и др.). Однако сведения о свойствах SiC в нанометровом интервале весьма ограничены. Лишь в последние годы интерес к исследованию синтеза, а также физико-химических и физико-механических свойств наноразмерного карбида кремния значительно возрос в связи с выявлением интересных оптических и биологических характеристик этого объекта. Всё это сделало перспективным поиски материалов на основе наноразмерного SiC для применения в качестве светоизлучающих нанокристаллов (квантовых точек) в опто- и наноэлектронике, в микро- и наноэлектромеханических системах, в качестве сенсоров в медицине и биологии, а также для пористых высокотемпературных фильтров и каталитических носителей.

В настоящее время интенсивно изучаются методы синтеза наноразмерного SiC: получение наночастиц в матрицах, нанотрубок, нанопроволок, нанопленок, нанопористых структур, - с использованием таких приемов, ионно-лучевой синтез (имплантация), магнетронное напыление, химическое и электрохимическое травление, пиролиз карбосилановых прекурсоров, лазерный синтез, карботермическое восстановление, жидкофазная и твердофазная эпитаксия. Развернулись также исследования механических свойств с учетом наличия многих политипов SiC и реализации аморфного состояния в процессе получения. Показано (Ф. Вакаи и сотр.), в частности, что в консолидированных образцах β -SiC уменьшение размера зерна с 2 мкм до 0.2 мкм сопровождается переходом от хрупкого разрушения при 1800°С к сверхпластичной деформации (скорость ~10⁻¹с⁻¹). В работах китайских исследователей для нанопроволок (Ø 70-100 нм) этого политипа в просвечивающем и сканирующем электронных микроскопах *in situ* при комнатной температуре была обнаружена пластическая деформация, т.е. снижение температуры перехода из хрупкого состояния в пластичное в этом случае, по сравнению с крупнокристаллическим SiC, составляло около двух порядков.

Для исследования твердости наноразмерных пленок SiC используется метод наноиндентирования. Ниже представлены результаты измерения твердости и модуля упругости аморфных пленок SiC при различных нагрузках (прибор Nanoindenter XP):

Характеристика	Нагрузка на индентор (мН)						
	5	10	30	100			
Микротведость <i>H</i> _V (ГПа)	210-225	195-218	200-205	170-197			
Модуль упругости <i>E</i> (ГПа)	19,5-21,5	19,1-20,3	19,1-20,3	16-20,5			

таолица. Блияние на рузки при индентировании на микротвердоств и модуль упругости	Таблица. Влияние на	грузки при инденти	ровании на микротве	ердость и модуль упругости
---	---------------------	--------------------	---------------------	----------------------------

Как и во многих других случаях (см. Усп. физ. наук, **179**,337,2009), в интервале иссле-дуемых нагрузок, наблюдается рост значений H_V и *E* с уменьшением нагрузки на индентор. Содержание нанокристаллов в пленках повышается при отжиге, увеличивается и значение H_V , ста-новясь существенно выше такового для обычного крупнокристаллического SiC.

DFMN-2009

ОПТИМАЛЬНАЯ ТЕМПЕРАТУРА СПЕКАНИЯ МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Баранов Г.В.¹, Москвичева А.В.², Лопатин Ю.Г.², Нохрин А.В.², Чувильдеев В.Н.², Благовещенский Ю.В.³ ¹⁾ Россия, ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»

²⁾ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru ³⁾ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

STUDY OF SINTERING MECHANISMS OF NANO- AND ULTRADISPERSED MECHANICALLY ACTIVATED TUNGSTEN PSEUDOALLOYS

Baranov G.V., Moskvicheva A.V., Lopatin Yu.G., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Blagoveshenskiy Yu.V.

The work investigates the influence of the size of tungsten particles on optimum sintering temperature and structure of pseudoalloys W-Ni-Fe (WNF) and W-Ni-Fe-Co (WNFC). The particles of original W-Ni-Fe coarse-grained blend are changed by mechanical activation and by adding ultradispersed particles obtained using sol-gel method and plasmochemical synthesis. It has been established that the dependence of pseudoalloy density on heating temperature is non-monotonic with the maximum corresponding to the optimum sintering temperature. It has been shown that the increase of the strain degree and the strain rate at mechanical activation accompanied by pseudoalloy particle reduction, as well as by the formation of Ni-W and W-Ni nonequilibrium solid solutions, leads to the reduction of optimum sintering temperature.

В работе исследовано влияние размера частиц, уровня активации порошка W-Ni-Fe (BHЖ) и его фазового состава на структуру и оптимальную температуру спекания сплавов ВНЖ.

В качестве объектов исследования выступали промышленные псевдосплавы 95%W-3.5%Ni-1.5%Fe (BHЖ-95) и 95%W-3.5%Ni-1.0%Fe-0.5%Co (BHЖК-95). Нано- и ультрадисперсная структура в исходных порошках псевдосплавов формировалась методами плазмохимического синтеза (образцы серии №1), низкоэнергетической (образцы серии №2) и высокоэнергетической механоактивации (образцы серий №3, 4). Спекание полученных порошков проводили методами свободного спекания (серии №1-3) и методом электроискрового плазменного спекания (Spark Plasma Sintering) (серия №4).

Ультрадисперсные (УД) W-порошки для образцов псевдосплава ВНЖК-95 первой серии были получены методом плазмохимического восстановления трехокиси. Средний размер восстановленных частиц вольфрама составлял 0.12÷0.20 мкм. Для получения УД-порошков Fe, Ni и Co использовался «золь-гель метод», заключающийся в осаждении гидроокиси железа из соли, сушки и восстановления при пониженных температурах. Полученные УД-порошки состава ВНЖК-95 в различной пропорции добавлялись к крупнозернистым (средний размер частиц 4-5 мкм) порошкам аналогичного состава, после чего полученный сплав подвергался механоактивации (MA) и свободному спеканию.

Низкоэнергетическая MA (ускорение мелющих тел менее 10g) шихты осуществлялась в шаровой мельнице в течение 72 часов при скорости вращения контейнера V_{ma} =100 об/мин в спирте. Прессование шихты производилось давлением 150 МПа. Спекание образцов в среде водорода проводили по двухступенчатому режиму – нагрев со скоростью 25 °С/мин до 950 °С, выдержка при этой температуре в течение 2 часов и нагрев до температуры спекания со скоростью 5 °С/мин. Температура 30-минутного спекания в водороде варьировалась в интервале от T_{cnek} =1200 до 1500 °С.

Исследования структуры вольфрамового сплава ВНЖК-95 в состоянии после МА показали, что средний размер W-частиц после МА не превышает 0.1 мкм. В процессе спекания в сплавах интенсивно развиваются процессы рекристаллизации. Средний размер зерна после спекания при температуре 1500 °C зависит от содержания УДП и лежит в интервале от 4 до 20 мкм.

Зависимость плотности сплава ВНЖК-95 с добавкой 10% УДП аналогичного химического и фазового состава от температуры спекания является трехстадийной. На первой стадии при увеличении температуры спекания T_{cnek} от 1200 до T_1 =1400 °C наблюдается монотонное увеличение плотности сплава от 15.77 до 17.77 г/см³, а при увеличении температуры спекания до T_2 ~1450 °C наблюдается незначительное уменьшение плотности до 17.53 г/см³. Дальнейшее повышение T_{cnek} до 1500 °C приводит к увеличению плотности материала до 17.67 г/см³.

Экспериментальные исследования показали, что увеличение объемной доли УДП приводит к снижению оптимальной температуры T₁ без изменения характера зависимости плотности сплава от температуры спекания. Важно также подчеркнуть, что снижение плотности материала в интервале

температур от T₁ до T₂ не связано с увеличением пористости материала – исследования структуры сплавов не выявили заметного изменения объемной доли и размеров пор.

В качестве объектов второй серии выступали механоактивированные порошки сплава ВНЖК-95. Механическое перемешивание металлических порошков осуществлялось в стандартном биконическом смесителе в течение 5 часов, скорость перемешивания V_{ма}=46 об/мин. МА порошков длительностью (t_{ма}) от 2 до 10 часов проводилась в шаровой мельнице MB0-10 в среде аргона. Спекание образцов проводилось по режимам, аналогичному для образцов серии №1.

Исследования образцов серии №2 показали, что зависимость плотности сплава от температуры спекания имеет немонотонный характер, аналогичный зависимости плотности от температуры спекания образцов серии №1. В интервале температур спекания от 1300 до T₁ наблюдается увеличение плотности сплава от ~17.0 до 18.05 г/см³. При увеличении температур спекания от T₁ до 1500 °C наблюдается меньшая плотность образцов (16.5÷17.8 г/см³). Показано, что плотность спеченных сплавов и оптимальная температура спекания T₁ зависят от времени механоактивации порошка – с увеличением времени механоактивации от 2 до 10 часов величина T₁ смещается от значений 1450-1500 °C до значений ~1250÷1300 °C.

Исследования структуры показали, что средний размер зерна после спекания при температуре 1500 °С зависит от времени МА сплава и лежит в интервале от 47 до 70 мкм.

Формирование нанодисперсной структуры в образцах серии №3 сплава ВНЖ-95 проводилось путем МА в высокоэнергетической планетарной мельнице с ускорением мелющих тел более 50g. Время МА составляло t_{ма}=20 мин, частота вращения барабанов составляла 1450 об/мин. Спекание нанодисперсных порошков осуществлялось по режимам, аналогичным режимам спекания серии №1.

Исследования структуры порошка в состоянии после высокоэнергетической МА показывают, что средний размер частиц вольфрама не превышает 100 нм. Увеличение температуры нагрева псевдосплава приводит к быстром росту зерна – в сплавах спеченных при T=1100 и 1300 °C средний размер зерна составляет 1.5 и 4.4 мкм.

Зависимость плотности сплава от температуры спекания нанодисперсного сплава ВНЖ-95 (серия №3) подобна аналогичным зависимостям для УД-сплавов этой системы (серии №1, 2) и имеет ярко выраженный двухстадийный характер – увеличение температуры спекания от 1100 °С до $T_1 \sim 1300$ °С приводит к повышению плотности от 15.86 до 18.02 г/см³ (от 87.6 до 99.6% от теоретической плотности сплава). Дальнейшее увеличение температуры спекания до 1450-1500 °С приводит к понижению плотности до 17.37-17.48 г/см³.

Нанодисперсные порошки серии №4 готовились методом высокоэнергетической МА по режимам, аналогичным режимам, используемым для образцов серии №3. Спекание образцов нанодисперсных порошков осуществлялось электроискровым плазменным методом в вакууме. Температура спекания варьировалась в интервале от 900 до 1300 °С. Нагрев образцов осуществлялся импульсами тока длительностью 3.3 мс. Скорость спекания образцов варьировалась в интервале от 50 до 300 °С/мин. Спекание проводилось при приложении гидростатического давления 50-70 МПа.

Обобщение результатов экспериментальных исследований показывает, что оптимальная температура SPS-спекания нанодисперсных вольфрамовых псевдосплавов системы BHЖ-95 составляет $T_1 \sim 1100$ °C (при скорости нагрева $V_{\rm H} = 100$ °C/мин). Следует отметить, что уменьшение скорости нагрева приводит к смещению оптимальной температуры спекания в область более высоких значений: оптимальная температура SPS-спекания вольфрамового псевдосплава по скоростью 50 °C/мин составляет $T_1 = 1200$ °C. Проведенные исследования структуры образцов после высокоэнергетической MA и высокоскоростного спекания показывают, что в сплаве при температуре спекания $T_1 = 1100$ °C сформирована структура с размером зерна ~500 нм.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена качественная модель процесса спекания МА-сплавов системы W-Ni-Fe объясняющая трехстадиность зависимости плотности от температуры спекания. Показано, что зависимость плотности от температуры спекания определяется протеканием трех конкурирующих процессов – процесса диффузионного массопереноса, приводящего к увеличению плотности сплава, диффузионно-контролируемого процесса перераспределения атомов легирующих элементов вольфрама в никеле, твердый раствор которого образуется при МА, а также процесса роста зерен, затрудняющего спекание.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а, 09-03-01152-а), НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ и НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, программе BRHE, фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), Программе Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711).

СВЕРХПРОЧНЫЕ НАНОДИСПЕРСНЫЕ ВОЛЬФАМОВЫЕ ПСЕВДОСПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ Баранов Г.В.¹, Москвичева А.В.², Лопатин Ю.Г.², Нохрин А.В.², Чувильдеев В.Н.², Белов В.Ю.¹, Благовещенский Ю.В.³, Шотин С.В.² ¹⁾ Россия, ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научноисследовательский институт экспериментальной физики» ²⁾ Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru ³⁾ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ULTRASTRONG NANO- AND ULTRADISPERSED TUNGSTEN PSEUDOALLOYS, OBTAINED BY MECHANICAL ACTIVATION AND SPARK PLASMA SINTERING Baranov G.V., Moskvicheva A.V., Lopatin Yu.G., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Belov V.Yu., Blagoveshenskiy Yu.V., Shotin S.V.

The structure and mechanical properties of nano-dispersed tungsten W-Ni-Fe (WNF) pseudoalloys have been investigated. It has been determined that the dependence of pseudoalloy density on heating temperature is non-monotonic with the maximum corresponding to the optimum sintering temperature. The influence of solid-phase spark plasma sintering modes on structure and mechanical properties of W-Ni-Fe mechanically activated pseudoalloys has been investigated. It has been shown that, using planetary grinding methods and high-rate spark plasma sintering, it is possible to create ultrastrong tungsten alloys whose mechanical properties substantially exceed analogous properties of commercial alloys.

В работе исследовано влияние режимов высокоэнергетической механоактивации и электроимпульсного плазменного спекания (в иностранной литературе – Spark Plasma Sintering) на структуру и механические свойства вольфрамовых псевдосплавов системы W-Ni-Fe.

В качестве объектов исследования выступали промышленные псевдосплавы W-3.5вес.%Ni-1.5вес.%Fe (BHЖ-95) и W-3.5вес.%Ni-1.5вес.%Fe-0.5вес.%Co (BHЖK-95). Формирование нанодисперсной структуры в образцах псевдосплава BHЖ-95 (начальный размер W-частиц 4-5 мкм) проводилось путем механоактивации в высокоэнергетической планетарной мельнице с ускорением мелющих тел более 50g. Механическое смешивание компонентов осуществлялось в биконическом смесителе в течение 5 часов (скорость вращения V_{ма}=46 об/мин). Время механоактивации составляло t_{ма}=20 мин, частота вращения барабанов составляла 1450 об/мин. Контейнеры и мелющие шары Ø6-10 мм были выполнены из псевдосплава BHЖ-95 для устранения натира посторонних примесей. Соотношение массы шаров и шихты составляло 10:1.

Спекание полученных материалов (порошков) проводили методами традиционного свободного спекания (серия №1) и методом электроискрового плазменного спекания (серия №2).

Обычное спекание образцов серии №1 в среде водорода проводили по двухступенчатому режиму – нагрев со скоростью 25 °С/мин до 950 °С, выдержка при этой температуре в течение 2 часов и нагрев до температуры спекания со скоростью V_н=5 °С/мин. Температура 30-минутного спекания в водороде варьировалась в интервале от T_{спек}=1000 до 1500 °С. Электроимпульсное плазменное спекание образцов нанодисперсных порошков серии №2 осуществлялось на установке SPS-625 в вакууме. Температура спекания варьировалась в интервале от 900 до 1300 °С. Время выдержки при температуре спекания не превышало 3 мин. Нагрев образцов осуществлялся импульсами тока длительностью 3.3 мс. Скорость спекания образцов варьировалась в интервале от 50 до 300 °С/мин. Спекание проводилось при приложении гидростатического давления 50-70 МПа.

Исследования структуры спеченных псевдосплавов проводились на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Исследование плотности образцов проводилось методом гидростатического взвешивания с помощью аналитических весов АДВ-200М. Для исследования механических свойств спеченных образов использовалась методика релаксационных испытаний, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости (σ_0) и физического предела текучести (σ_T).

Исследования структуры порошка в состоянии после высокоэнергетической механоактивации показывают, что средний размер частиц вольфрама не превышает 100 нм. Проведенные исследования показали, что увеличение температуры нагрева псевдосплава приводит к быстром росту зерна – в

DFMN-2009

сплавах спеченных при T=1100 и 1300 °C размер зерна составляет 1.5 и 4.4 мкм, соответственно, что более чем на порядок превышает средний размер W-частиц в исходном состоянии.

Зависимость плотности сплава от температуры спекания нанодисперсного сплава ВНЖ-95 имеет ярко выраженный двухстадийный характер – увеличение температуры спекания от 1100 °C до $T_1 \sim 1300$ °C приводит к повышению плотности от 15.86 до 18.02 г/см³ (от 87.6 до 99.6% от теоретической плотности сплава). Дальнейшее увеличение температуры спекания до 1450-1500 °C приводит к понижению плотности до 17.37-17.48 г/см³ (96.0÷96.6% от теоретической плотности сплава).

Исследования механических свойств образцов серии №1 показали, что зависимости $\sigma_0(T)$ и $\sigma_t(T)$ имеют двухстадийный характер; максимум механических свойств сплава ($\sigma_0=1030$ МПа, $\sigma_t=1320$ МПа) достигается в сплаве, спеченном при T=1250 °C. Дальнейшее повышение температуры приводит к снижению прочности материала.

Исследование структуры и свойств механоактивированных вольфрамовых псевдосплавов, полученных методом Spark Plasma Sintering показывает, что высокоскоростное спекание не приводит к заметному изменению среднего размера частиц сплава - в сплаве, спеченном при температуре спекания T₁=1100 °C сформирована структура со средним размером зерна ~500 нм.

Зависимость плотности нанодисперсных вольфрамовых псевдосплавов ВНЖ-95, полученных методом высокоэнергетической механоактивации в планетарной мельнице и высокоскоростного спекания методом Spark Plasma Sintering (SPS), имеет трехстадийный характер, аналогичный зависимости плотности от температуры спекания образцов серии №1. Обобщение результатов показывает, что оптимальная температура SPS-спекания нанодисперсных вольфрамовых псевдосплавов системы ВНЖ-95 составляет $T_1 \sim 1100$ °C (при скорости нагрева $V_{\rm H} = 100$ °C/мин). Следует отметить, что уменьшение скорости нагрева приводит к смещению оптимальной температуры спекания в область более высоких значений: оптимальная температура SPS-спекания вольфрамового псевдосплава по скоростью 50 °C/мин составляет $T_1 = 1200$ °C. Максимальная плотность в сплаве (18.05 г/см³, что соответствует 99.7% от теоретической плотности композита) достигнута после нагрева со скоростью 100 °C/мин до T = 1200 °C и выдержке при этой температуре в течение 3 минут при величине приложенного гидростатического давления 70 МПа.

Зависимости предела макроупругости $\sigma_0(T)$ и предела текучести $\sigma_T(T)$ от температуры спекания нанодисперсных сплавов (серия №2) являются двухстадийными. Максимальные механические свойства псевдосплава (σ_0 =2250 МПа и σ_T =2500 МПа) достигаются после SPS-спекания со скоростью 100 °С/мин при температуре T=925÷950 °С. Вместе с тем следует отметить, что пластичность (при испытании на сжатие) сплава после данного режима спекания мала и не превышает 0.2-0.5%. Спекание методом Spark Plasma Sintering при более высоких температурах (более 1050 °С) хоть и приводит к снижению прочностных свойств сплава ($\sigma_0 \leq 1500$ МПа, $\sigma_T \leq 1900$ МПа), но обеспечивает повышенную пластичность материала – образцы спеченного сплава не разрушаются после осадки не менее, чем на 10%.

Сопоставление полученных результатов с данными по механическим свойствам стандартных крупнозернистых сплавов показывает, что разработанные сплавы ВНЖ-95 по величине предела макроупругости и предела текучести превосходят свои стандартные аналоги в 3.5-4 раза.

Авторы выражают признательность за поддержку РФФИ (гранты №08-02-99047-р_офи, 08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а, 09-03-01152-а), НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ и НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), фонду U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), Аналитической ведомственной программе Министерства образования и науки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТАБИЛЬНЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ Брянцев П.Ю., Самошина М.Е., Сагалова Т.Б., Елизарова М.В.

Россия, ФГОУ ВПО «Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов», p_bryant@rambler.ru

INVESTIGATION OF STABLE QUASICRYSTALLINE PHASES REFINEMENT DURING MECHANICAL ALLOYING

P.Yu. Bryantsev, M.E. Samoshina, T.B. Sagalova, M.V. Elizarova

In work the phase structure and microstructure of alloy Al - 40 wt.% Cu - 17 wt.% Fe containing quasicrystalline phase in as-cast condition and after annealing at 750 and 800 $^{\circ}$ C is studied. It is shown that there is phase AlFe(Cu) alongside with icosahedral phase Q (Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅). Formation of single-phase quasicrystalline structure does not occur during annealing. After milling in a planetary ball mill significant fining of quasicrystalline phases particles is happen.

Квазикристаллы представляют собой твердые тела с упорядоченным строением, обладающие запрещенной в кристаллографии симметрией и непериодическим трансляционным порядком. В последние годы в мире наблюдается большой интерес к изучению квазикристаллов, их строения, свойств и возможных областей применения. Особый интерес вызывают квазикристаллические фазы Al-Cu-Fe, в первую очередь из-за доступности легирующих элементов. Икосаэдрические квазикристаллы Al-Cu-Fe благодаря необычному внутреннему строению обладают рядом перспективных свойств: высокая прочность, износостойкость, низкий коэффициент трения и др. Поэтому квазикристаллы Al-Cu-Fe рассматриваются как возможный материал для износостойких порошковых покрытий и в качестве частиц-упрочнителей для дисперсно-упрочненных композиционных материалов.

Основными метолами получения квазикристаллических фаз является созлание метастабильного состояния металлических материалов: быстрая кристаллизация порошковых гранул из расплава или механическое легирование смеси элементарных порошков. Образовавшиеся при этом метастабильные квазикристаллические фазы чувствительны к последующим обработкам (термическим и механическим). Особняком стоит метод получения стабильных квазикристаллов путем традиционной кристаллизации массивных отливок. Стабильные квазикристаллы Al-Cu-Fe могут быть подвергнуты высокоэнергетической обработке с целью их измельчения до наноразмеров и последующего использования как нанодисперсных упрочнителей алюминиевых композиционных материалов.

В работе отливки сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe (Al – 25 ат.% Cu – 12,5 ат.% Fe) размером 200x30x15 мм были получены литьем в графитовую изложницу с температуры 1200 $^{\circ}$ C. Плавку вели в печи Nabertherm в графито-шамотном тигле в воздушной атмосфере.

Дифрактометрический анализ проводили на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE фирмы Bruker (Германия). Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Axiovert 200 MMAT. Микротвердость определяли на твердомере Wolpert.

Дифрактограмма порошка исходного сплава представлена на рис. 1. Наряду с пиками квазикристаллической фазы Q (Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅) присутствуют пики фазы AlFe(Cu). Наличие в сплаве двух фаз подтверждается исследованиями микроструктуры (рис. 2).

Отжиг исходного сплава при температурах 750 и 800 °С в течение 3-5 ч приводит к частичному растворению фазы AlFe(Cu), что подтверждается уменьшением интенсивности соответствующих пиков (рис. 3). Микротвердость при этом возрастает с 700 HV до 770-800 HV. Однако формирования однофазной квазикристаллической структуры не происходит даже после отжига в течение 15 ч.

Предварительно измельченные отливки в литом состоянии и после отжига при 800 ^оС подвергались высокоэнергетической обработке в планетарной мельнице Retsch PM400. Обработку вели стальными шарами в атмосфере аргона. После 2 ч обработки происходит значительное измельчение частиц квазикристаллической фазы.



Рис. 1. Дифрактограмма порошка исходного сплава



Рис. 2. Микроструктура сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe в литом состоянии



Рис. 3. Дифрактограмма порошка сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe после отжига при 750 °C (1) и 800 °C (2).

НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В ОБЛАСТИ МИКРОДЕФОРМАЦИИ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ AL-SI

Васенев В.В., Мироненко В.Н., Квитка Е.В., Бутрим В.Н., Скуридина Н.В.

Россия, ГОУ ВПО МИСИС, ОАО «Композит», kompozit.mat@g23.relcom.ru

INELASTIC EFFECTS IN MICRODEFORMATION REGION OF AL-SI POWDER COMPOSITES. V. Vasenev, V. Mironenko, E. Kvitka, V. Butrim, N. Skudrina.

The results of researching some inelastic effects in microdeformation region of Al-Si powder composite materials with aluminum matrix, including elastic aftereffect, internal relaxation friction and negative residual microdeformations are presented in this work. Microdeformation destabilizes material structure as a result of strain ageing.

В работе представлены результаты исследования некоторых неупругих эффектов в области микродеформации алюмо-матричных порошковых композиционных материалов (КМ) с содержанием 35-50 масс. % кремния, разрабатываемых как размерно-стабильные для прецизионного приборостроения. Поведение материалов в области от начала течения до макроскопического предела текучести во многом определяет размерную стабильность деталей.

Материалы (табл. 1) характеризуются величиной температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) 10-14*10⁻⁶ 1/град (в зависимости от содержания Si), отсутствием фазовых превращений вплоть до температуры солидуса и низкими остаточными напряжениями после стабилизирующей термической обработки.

Исследовали поведение материалов в процессе механических испытаний на: - растяжение методом последовательного нагружения с замером остаточной деформации после разгрузки образца [1], - сжатие по ГОСТ 25.503 со ступенчатым подъемом нагрузки и «отдыхом», - релаксацию по ГОСТ 26007.

Растяжение при температуре 20°С и сжатие при 450-520°С выполняли на машине «Schenck-Trebel» RMC-100, (сервомеханической), релаксацию (20°С)

Cooran u duquuqarua anaŭarna Mara	nuonon
Состав и физические своиства мате	риалов

Состав,	Плотность,	ТКЛР (20-150°С),
% по массе	г/см ³ (% расчетной)	1/град
Al-35% Si	2,546 (99,6)	14-14,5·10 ⁻⁶
Al-40,7% Si	2,504 (98,8)	13,5-14·10 ⁻⁶
Al-44% Si	2,462 (97,6)	11-11,5·10 ⁻⁶
Al-42,5%Si-3%Ni	2,551 (99,1)	9,5-11,5·10 ⁻⁶
Al-25-30%Si-	2,701 (100)	14-16·10 ⁻⁶
5-7% Ni (CAC-1)		

исследовали на машине «Schenck-Trebel» RRP-50 (механической). Деформацию измеряли экстензометрами Schenck DSA25/10 (растяжение), HBM D3 (релаксация) или по перемещению траверсы (сжатие).

Поведение рассматриваемых материалов в области микродеформации зависит от химического состава, размера и соотношения фаз, основные из которых - твердый раствор Si в алюминии и кремний. Вместе с тем, оно характеризуется определенными общими закономерностями.

До появления необратимой деформации петли гистерезиса при «отдыхе» (выдержке по достижении заданной в цикле нагрузки перед разгрузкой) характеризуются участком упругого последействия 2-3 (рис. 1а, б). Увеличение нагрузки (напряжения) сначала смещает точку 3 с упругой линии вправо (рис. 1в), а далее - за точку 2 вследствие релаксации.



Рис. 1. Характерные петли гистерезиса: а- отрицательно разомкнутая, б- замкнутая, в – разомкнутая с последействием после разгрузки образца. Участки 1-2 - нагружение (серые линии), 2-3 – упругое последействие (в – с релаксацией), 3-4 – разгрузка (черные линии), 4-5 – последействие после разгрузки.

Таблина 1

После первых циклов нагружения в упругой области часто имели место отрицательно разомкнутые петли. Консолидируясь с точкой зрения [2] о влиянии особенностей строения материалов на отрицательные остаточные микродеформации, мы полагаем, что в рассматриваемых КМ их образование обусловлено релаксацией межфазной свободной энергии неравновесных границ «матрица-кремний» согласно принципу структурного соответствия Данкова-Конобеевского. По этой же причине «классические» замкнутые петли (см. рис. 1б) в целом ряде случаев характеризовались положительной энергией (кривая разгрузки 3-4 расположена над кривой нагружения 1-2). На разомкнутых петлях при достаточно высоком напряжении цикла последействие после разгрузки (участок 4-5) несколько снижало (на 0,1-0,4 мкм) остаточную деформацию.

Активная стадия упругого последействия завершается в течение 150-300 с (рис 2). С увеличением времени наблюдали тенденцию к росту нагрузки в условиях постоянной деформации.





релаксации (в) при 20 (а, в) и 480°С (б).

 \mathbf{R}^2 –достоверность аппроксимации.

Для подтверждения тенденции провели температурные испытания материалов (на сжатие), в активизируется условиях которых скольжение. Испытания показали, что на ступенях нагружения, соответствующих начальной стадии течения, при «отдыхе» нагрузка активно возрастала (см. рис. 2б, кривая 1). Увеличение микродеформации снижало активность роста (кривые 2, 3), а при величине, соответствующей пластической деформации 25*10-5% на «отдыхе» наблюдали характерную релаксационную кривую 4. Кривые 1-4 стремятся к одной величине нагрузки. Диаграмма последующего сжатия (кривая 5) имеет зуб текучести Коттрелла перед началом деформационного упрочнения, свидетельствующий о деформационном старении материала.

Испытания на релаксацию (см. рис 2в) при температуре 20°C в случае начального напряжения σ_0 =89,1 МПа, что составляет \approx 2-3 $\sigma_{0,002}$ KM, подтвердили наличие отмеченного выше эффекта деформационного старения. После некоторого снижения, через \approx 10 ч, текущее напряжение начинало расти, причем через 500-1000 ч его значение превысило величину σ_0 .

Анализ результатов испытаний свидетельствует, уже при небольшой величине напряжения что стабилизированная структура рассматриваемых КМ претерпевает изменения. До начала течения изменения сводятся к обратимому упругому последействию и необратимым процессам, снижающим энергию межфазной границы α-Si. Пластическая деформация активизирует деформационное старение. В предельном состоянии в матрице формируется квазистационарная структура дислокаций, удерживаемых барьерами дисперсного наполнителя. Деформационное старение протекает одновременно с релаксацией. Преобладание одного из процессов определяется величиной нагрузки.

Таким образом, микродеформация дестабилизирует структуру порошковых КМ Al-Si, что следует учитывать при решении прикладных задач прецизионного машиностроения.

Список литературы

1. Васенев В. В., Квитка Е. В., Мироненко В. Н. и др.Сопротивление микропластической деформации порошковых композиционных материалов системы Al-Si // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 8. С. 41-44.

2. Хенкин М. Л., Локшин И. Х. Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. – М.: Машиностроение, 1980. – 254 с.

DFMN-2009

ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА НАНОПОРОШКОВ МЕДИ И НИКЕЛЯ МЕТОДОМ ВОДОРОДНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ

Зеленский В.А., Алымов М.И., Анкудинов А.Б, Трегубова И.В.

Россия, Учреждение российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, zelensky55@bk.ru

FEATURES OF SYNTHESIS NANOPOWDERS OF COPPER AND NICKEL BY METHOD OF HYDROGEN REDUCTION

Zelensky V.A., Alymov M.I., Ankudinov A.B., Tregubova I.V.

The nanopowders copper and nickel was obtained by chemical-metallurgical method. The compositions, structures and properties of powders were studied by chemical analysis, DTA, x-ray spectrometry and specific surface measurements. The effect of temperature on powders reduction degree and specific surface was investigated.

Химико-металлургическим методом были синтезированы металлические нанопорошки меди и никеля. В основу способа был положен метод гетерофазного взаимодействия твёрдых солей металлов с раствором щёлочи и получением маловодных гидроксидов с последующим их восстановлением. Исходным сырьём для получения порошка наномеди являлся гидрат сульфата меди CuSO₄·5H₂O, наноникеля – шестиводный азотнокислый никель Ni(NO₃)₂·6H₂O . Обработка солей проводилась раствором щёлочи NaOH. Гидроксид меди дегидратировался с получением оксида CuO путём просушки на воздухе при комнатной температуре в течение трех недель.

Полученные оксид меди и гидроксид никеля восстанавливали в потоке водорода 90 л/ч в газоплотной реторте в печи ИМЕТРОН. Были установлены закономерности восстановления и определена дисперсность полученных порошков в зависимости от режима восстановления.

Восстановление порошка оксида меди проводили в интервале температуры 110 -230 °С. В зависимости от температуры восстановления получены металлические порошки с размером частиц (определяли методом БЭТ) от 0.4 до 1.9 мкм. Установлено, что наибольшая дисперсность медного порошка наблюдается при промежуточной температуре 190 °С. Средний размер кристаллитов (областей когерентного рассеяния) нанопорошков меди D_{кр} рассчитывали по результатам рентгеноструктурного анализа по уширению кривых распределения интенсивности по формуле Селякова-Шерера. При температуре восстановления 110 – 160 °С он равен 90 - 120 нм, что на порядок меньше размера частиц.

Восстановление порошка гидроксида никеля проводили при температуре 200 -300 °C. С увеличением температуры восстановления гидроксида, имеющего удельную поверхность 160 м²/г степень восстановления возрастает от 94 до 100 %, удельная поверхность падает со 136 до 5 м²/г. Полное восстановление гидроксида никеля с удельной поверхностью 120м²/г завершается только при 380 °C.

Наибольшая дисперсность восстановленного порошка меди получена температуре 190 °С. Повидимому, это объясняется оптимальным соотношением скоростей формирования зародышей новых металлических частиц на поверхности исходных оксидных и роста металлических частиц на образовавшихся зародышах. Вероятно с понижением температуры в большей степени снижается скорость зародышеобразования, а при температуре выше 190 °С повышенная скорость роста частиц дополнительно сопровождается их взаимным припеканием.

В отличие от меди дисперсность никелевого порошка постоянно росла с понижением температуры синтеза, что говорит о принципиально иной температурной динамике взаимодействия процессов зародышеобразования, роста и спекания металлических наночастиц в этом случае.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Проект №09-08-00175а).

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНОДОВ ОБЪЕМНО-ПОРИСТЫХ КОНДЕНСАТОРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ТАНТАЛОВЫХ ПОРОШКОВ

Колосов В.Н., Орлов В.М., Мирошниченко М.Н., Прохорова Т.Ю.

ИХТРЭМС им. И.В. Тананаева КНЦ РАН, Апатиты, Россия, E-mail: tantal@chemy.kolasc.net.ru

MECHANICAL AND ELECTRICAL CHARACTERISTICS OF SLUGS PRODUCED FROM NANOSIZES TANTALUM POWDERS

V.N. Kolosov, M.N. Miroshnichenko, V.M. Orlov, T.Yu. Prokhorova

The paper presents a research the effect of sintering temperature in 1200–1350°C on the performance of slugs produced from sodium thermic nanodimensional tantalum powders.

Аноды объемно-пористых конденсаторов изготавливают прессованием танталовых порошков с последующим спеканием прессовки и нанесением оксидной диэлектрической анодной пленки. На формирование пористой структуры, определяющей эксплуатационные характеристики анода, оказывают влияние процессы прессования и спекания. При прессовании существенный вклад в формирование контактов между частицами порошка вносит пластическая деформация. Ее влияние на величину контактной поверхности нами подробно рассмотрено ранее [1]. Также ранее было исследовано влияние температуры и времени спекания на величину контактной поверхности и механические характеристики анодов, изготовленных из порошков с удельной поверхность S ≤1 м² г⁻¹ [2]. Однако тенденция миниатюризации электронной техники приводит к необходимости использовать для производства конденсаторов порошки тантала с все более развитой поверхностью, соответствующей наноразмерам отдельных фрагментов, спекаемые при относительно низких температурах. В то же время для обеспечения надежности электрических и механических характеристик анодов, объемно просовке.

Целью настоящей работы является изучение влияния условий спекания наноразмерных танталовых порошков на физические характеристики анодов.

В работе использовали натриетермические танталовые порошки с удельной поверхностью (S) от 1.3 до 5.0 м² г⁻¹, полученные по методике [3]. Размер частиц, определенный методом рентгенографии [4], составлял 50-260 нм. Прессование вели без применения связующих или смазывающих веществ в пресс-форме диаметром 2.95 мм. Высота анодов 4 мм, в качестве вывода использовали танталовую проволоку диаметром 0,6 мм, погруженную на 2/3 высоты анода. Давление изменяли в пределах 10-40 МПа. Это обеспечивало исходную плотность заготовок (ρ) от 3,5 до 5,0 г/см³. Образцы спекали в вакуумной печи сопротивления при остаточном давлении не более 7·10⁻³ Па и температуре (T_c) 1200-1350 °C в течение времени (τ) 15 или 20 мин. Прочность спеченной прессовки на сжатие (F_c) и силу адгезии вывода к аноду (F_o) измеряли по методике [5]. Величину S измеряли адсорбционным статическим методом БЭТ на приборе FlowSorb 2300. Для определения величины удельного заряда порошков (Q), проводили оксидирование анодов (формовку) при температуре 80°C в 0.1% растворе ортофосфорной кислоты до максимального напряжения 30 В при постоянной плотности тока 90 мА/г, а затем при постоянном напряжении в течение 3 ч. Полученные зависимости прочностных и электрических характеристик анодов от плотности прессовки, величины удельной поверхности порошков и температуры спекания представлены на рис.1-3.



Рис. 1. Зависимости прочности анода на сжатие F_c (а) и силы адгезии вывода к аноду F_o от плотности прессовки. T_c , °C: 1 - 1200, 2 - 1250, 3 - 1300, τ =15 мин, S=1.3 м² г⁻¹.



Рис. 2. Зависимости прочности анода на сжатие F_c (а) и силы адгезии вывода к аноду F_o от температуры спекания. $\rho = 4,5$ г/см³. $\tau = 20$ мин, S, м² г⁻¹: 1 – 1.3, 2 - 1.8, 3 - 2.5.



Рис. 3. Зависимости радиальной усадки (а) и удельного заряда (б) анодов от удельной поверхности первичных порошков. $\tau=20$ мин, T_c , °C: 1 - 1200, 2 - 1250, 3 - 1300, 4 - 1350.

Как видно из данных приведенных на рис. 1 при повышении плотности прессовки прочность анодов монотонно возрастает. С учетом этих данных при дальнейших исследованиях использовали прессовки с исходной плотностью $\rho = 4.5 \text{ г/см}^3$, а время спекания было увеличено до 20 мин. При исследовании зависимости прочности анодов и силы адгезии вывода к аноду от температуры спекания обнаружена линейная зависимость для F_c и F_o в интервале 1200-1350 °C (рис. 2). При этом установлено, что для порошков с удельной поверхностью 1.8 м² г⁻¹ и более приемлемые прочностные характеристики имеют место уже при $T_c=1200$ °C. Для порошков с поверхностью более 2.5 м² г⁻¹ при всех исследованных температурах спекания сила адгезии вывода к аноду превышает прочность на разрыв вывода и поэтому данные по прочности для порошков с большей поверхностью не приведены на рис.2.

На рис 3 представлены значения радиальной усадки и удельного заряда анодов в зависимости от удельной поверхности порошков. Видно, максимальное значение Q достигается для порошков с удельной поверхностью более 3 м² г⁻¹ и при T_c =1200 °C составляет 80000 мкКл/г. При этом большое значение радиальной усадки *d* и данные по прочности, представленные на рис 2, свидетельствуют о возможности дальнейшего снижения температуры спекания без снижения механической прочности и, тем самым, дальнейшего повышения заряда анодов.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Колосов В. Н., Орлов В.М. Тяжелое машиностроение, №10, 2007, с. 27-29.
- 2. Колосов В. Н., Орлов В.М. Тяжелое машиностроение, №1, 2009, с. 35-37.
- 3. Колосов В. Н., Орлов В.М., Мирошниченко М.Н. и др. Металлы, №1, 2009, с. 99-104.
- 4. Белова Н.С., Ремпель А.А. Неорганические материалы, 2004, т. 40 №1, с. 7-14.
- 5. *Колосов В.Н.* Проблемы машиностроения и технологии материалов на рубеже веков. Сб. статей VIII Международной научно-технической конференции. Ч. 2. – Пенза: ПГУ, 2003. – С. 128-131.

О СПЕКАНИИ НАНОПОРОШКОВ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА

Матренин С.В., Ильин А.П., Слосман А.И.¹, Толбанова Л.О.

Россия, Томский политехнический университет,

¹Тюменский государственный нефтегазовый университет

E-mail: vm-s@mail.ru

ON THE SINTERING OF TUNGSTEN AND MOLYBDENUM NANOPOWDERS

Matrenin S.V., Ilyin A.P., Slosman A.I.¹, Tolbanova L.O.

The results of doped with Ni, $Al_2O_3 \mu ZrO_2$ nanopowders (NP) tungsten and molybdenum NP charge sintering investigation are presented. It is established NP Ni up to 2 wt. % adding to tungsten NP effective activate the W sintering process. The influence of the $Al_2O_3 \mu ZrO_2$ NP additions concentration on the structure and properties of W and Mo-based sintered materials is investigated, low-temperature sintering capability of highdense hard materials of these metals is shown.

В работе представлены результаты исследования спекания смесей нанодисперсных порошков (НП) вольфрама и молибдена с добавками НП Ni, Al_2O_3 и ZrO₂. Установлено, что добавление НП Ni в НП W и Mo в количестве до 2 мас. % эффективно активирует процесс спекания W. Исследовано влияние содержания добавок НП Al_2O_3 и ZrO₂ на структуру и свойства спеченных материалов на основе W и Mo, показана возможность низкотемпературного спекания высокоплотных прочных материалов из данных металлов.

Введение

Особенностью порошковой технологии вольфрама и молибдена является двухстадийное высокотемпературное спекание [1]. В связи с этим, существенный теоретический и практический интерес представляет исследование вариантов активации спекания тугоплавких металлов с целью снижения температуры спекания и повышения их физико-механических и эксплуатационных характеристик. Известно, что поведение нанопорошков (НП) при прессовании и спекании существенно отличается от поведения порошков, обычно использующихся в порошковой металлургии [2]. НП хуже прессуются, но значительно активнее ведут себя при спекании.

Целью работы было исследование процессов спекания нанопорошков W и Mo с добавками HП Ni, Al₂O₃ и ZrO₂, а также изучение свойств спеченных материалов.

Результаты исследований

Таблица. Составы порошковых шихт

исследований Лля использовали электровзрывные НП W, Мо и Ni с диаметром частиц до 100 нм.. В качестве порошков фазыупрочнителя использовали НП Al₂O₃ и ZrO₂, полученные методом плазмохимического синтеза (ПХС). НП металлов отжигали в вакууме при 750°С в течение 2 часов, НП оксидов – на воздухе при 1000°С в течение 2 часов. Порошковые шихты получали мокрым смешиванием и пластификацией смесей каучуком. Составы шихт указанны в таблице. Из порошковых смесей формовали образцы статическим прессованием в стальной пресс-форме под давлением 200 МПа.

Прессовки спекали в вакууме при температуре 1450°С. Время

№ п/п.	Содержание НП в смеси, масс. %						
	HПW	НПМо	HП Ni	НП Al ₂ O ₃	НП ZrO ₂		
1	100	-	-	-	-		
2	99	-	1	-	-		
3	98	-	2	-	-		
4	95	-	5	-	-		
5	95	-	-	5	-		
6	90	-		10	-		
7	95	-	-	-	5		
8	90	-	-	-	10		
9	-	100	-	-	-		
10	-	95	-	5	-		
11	-	90	-	10	-		
12	-	95	-	-	5		
13		90	-	-	10		

изотермической выдержки составляло 1 ч. Определяли плотность, усадку и микротвердость спеченных образцов. На рис. 1 приведены результаты исследований по влиянию добавок НП Ni на спекание W. Видно, что с увеличением добавки НП никеля до 1 % усадка прессовок из НП W значительно увеличивается. При дальнейшем увеличении добавляемого НП никеля она заметно не меняется. Аналогично зависят от количества добавки плотность и микротвердость спеченного материала.



Рис.1. Зависимость плотности (а), усадки и микротвердости (б) спеченного НП W от содержания добавки НП Ni

Результаты исследования добавок оксидных НП на свойства спеченных НП W и Мо приведены на рис. 2.



Рис.2. Зависимость плотности (а) и микротвердости (б) спеченных НП W и Мо от содержания добавок НП оксидов

Добавки НП Al₂O₃ и ZrO₂ значительно активируют спекание, фактически они делают возможным низкотемпературное спекание W и Mo.

Выводы

1. Прессовки из НП W без добавок при температуре 1450°С не спекаются до высокой плотности.

2. Добавка 1% НП Ni к НП W значительно активирует процесс спекания: относительная плотность образцов, спеченных из смеси данного состава достигает 82%, твердость более 400 HV.

3. Показано, что добавки $H\Pi$ Al_2O_3 и ZrO_2 очень сильно активируют спекание, фактически они делают возможным низкотемпературное спекание W и Mo. Особенно этот эффект заметен при спекании $H\Pi$ W.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 08-08-12077-офи.

Литература

- 1. Зеликман А.Н., Коршунов Б.Г. Металлургия редких металлов. М.: Металлургия, 1991. 432 с.
- 2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007. 398 с.

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ RuAl

Морозов А.Е.¹, Дроздов А.А.¹, Поварова К.Б.¹, Скачков О.А.²

¹ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, ae_morozov@list.ru ² Россия, ФГУП ЦНИИ Чермет им. И.П. Бардина

EFFECT OF MECHANOACTIVATION ON THE FEATURES OF THE RUAL BASED ALLOY POWDER MIXTURES

Morozov A.E., Povarova K.B., Drozdov A.A., Skachkov O.A.

The effect of mechanoactivation on the structure of the RuAl based alloy powder mixtures, their exothermic effects, and the distribution of elements after reaction sintering has been investigated. The analyzed processes are compared with those occurring during the mechanoactivation and reaction sintering of NiAl.

Моноалюминид рутения RuAl (В2 упорядоченная ОЦК структура) - тугоплавкий термодинамически стабильный интерметаллид (ИМ) с умеренной плотностью (р=7.97 г/см³), является перспективным материалом для высокотемпературного применения. Получение сплавов на основе RuAl вакуумным плавлением (ВП) затруднено большой разницей в T_{пл} Ru и Al (2250 и 660°C соответственно), интенсивным испарением Al при BП, отсутствием аппаратурного оформления для направленной кристаллизации, как это принято при изготовлении литейных суперсплавов на основе Ni и Ni₃Al. RuAl относится к трудно деформируемым материалам, технология деформации литого RuAl отсутствует. Для получения изделий из таких материалов широко применяются относительно недорогие методы порошковой металлургии (ПМ). Известно, что в процессе получения компактных образцов TiAl, Ni₃Al, NiAl, RuAl при нагреве смеси порошков исходных элементов происходит реакционное сплавообразование (PC) по экзотермической реакции Me+Al→MeAl. Процессы компактирования порошков путем холодного прессования (ХП) с последующим реакционным спеканием (РСП) или горячей деформацией изостатическим прессованием (ГИП), экструзией, прокаткой применительно к алюминидам Ті и Ni достаточно хорошо изучены и получили практическое развитие, тогда как по вопросам, касающимся получения RuAl по порошковым технологиям работ мало. Проведенные нами исследования показали, что РСП свободно насыпанных смесей порошков или ХП-заготовок без приложения давления в процессе РСП обеспечивает получение пористого материала с фазовым составом, близким к равновесному. РСП под давлением обеспечивает получение материала с плотностью ~90% от теоретической, но приводит к образованию неравновесных более легкоплавких богатых алюминием фаз, преимущественно RuAl₂, Ru₄Al₁₃, Ru₂Al₃ наряду с RuAl и остаточным Ru вследствие начала взаимодействия элементов при более низких температурах уже в твердофазной области благодаря более развитой межфазной границе. Интенсификация РС путем трехкратного ГИП позволила уменьшить остаточную пористость до 1-2,5%. Однако, фазовый состав спеченных RuAl+Me сплавов, где Me - (1-3) ат. % Ni, Mo, Re, остался неравновесным, распределение RuAl и Me осталось макро неоднородным из-за неоднородного распределения в шихте частиц порошков этих металлов и больших диффузионных путей, препятствующих выравниванию состава. Известны методы повышения однородности состава (получение гранул распылением расплава, совместное гидридно-кальциевое порошков восстановление и обработка смесей порошков или гранул в высокоэнергетических шаровых мельницах - аттриторах. Два первых способа связаны с переработкой больших количеств материала и не могут быть использованы для получения дефицитного RuAl.

В настоящей работе для повышения однородности распределения элементов в порошках и увеличения площади межфазной границы Ru/Al был выбран способ кратковременной обработки в аттриторе или механоактивация (MA), как наиболее доступный и экономичный. Исследовали сплавы 49Ru+48Al+3Re (ат. %) и Ni-50 ат.%Al (для сравнения).

Порошок Ru - конгломераты неправильной формы с линейным размером 20-100 мкм, состоящие из плотных хорошо ограненных частиц размером 0,5-2 мкм с плотной связью между частицами по типу межзеренной связи (рис. 1а); порошок Al - изолированные гранулы округлой формы линейным размером 5-20 мкм, покрытые тонкой плотной пленкой Al₂O₃ (рис. 1б); порошок карбонильного Ni представляет собой рыхлые конгломераты размером до 6 мкм с сильно развитой поверхностью, состоящие из частиц субмикронных размеров (рис. 1 в); порошок Re – конгломераты из плотных изолированных частиц неправильной формы средним линейным размером ~ 6 мкм (рис. 1 г). Содержание O в порошке Al составляет 0,335 масс., в порошке Ru ~0,075 мас.%. Исходные смеси порошков сплава 49Ru+48Al+3Re (ат. %) (рис. 2 а, б) готовили перемешиванием в течение 6 ч в

эксцентриковом смесителе типа "Турбула", в рабочую камеру которого для лучшего перемешивания добавляли стальные пружинки. МА смесей проводили в аттриторе при отношении массы шаров к массе порошка - 6:1, скорость вращения импеллера - 500 об/мин, шары из стали ШХ-15. Образцы имели маркировку А0 (исходные смеси), А5, А10, А15 (обработка в аттриторе в течение 5, 10 и 15 ч).



Рис. 1. Исходные порошки Ru (a), Al (б), Ni (в), Re (г)

Внешний вид смесей порошков Ru-Al приведен на рис. 2 а-в. Уже после первых 5 ч MA (A5) конгломераты частиц Ru разрушаются (рис. 2б), образуются крупные (размером до 40 мкм) рыхлые гранулы (жесткие частицы Ru, Ru Ru+Re, с ГПУ решеткой, скрепленные вязкой Al составляющей (ГЦК решетка). В порошках A10 в гранулы объединены все частицы. Обработка A15 ведет к дроблению гранул на мелкие фрагменты, более однородные по размерам (рис. 2в).



Рис. 2. Порошки смесей сплава 49Ru-48Al-3Re: а- А0, исходная смесь («Турбула), конгломераты дисперсных частиц Ru,; б- А5; в-А15

Проведено сравнение строения порошков смесей 49Ru-48Al-3Re и 50Ni-50Al, полученных МА. При кратковременной МА (до 15-16 ч) смесей порошков двух пластичных ГЦК металлов Ni и Al частицы порошка претерпевают многократное деформирование сжатием и сдвигом, в результате чего образуются слоистые композитные частицы, более крупные, чем частицы порошков Ni и Al, имеет место контактная сварка частиц, их расплющивание. Максимальный линейный размер композитных частиц достигает 500-700 мкм, толщина обогащенных Ni и Al слоев колеблется в пределах 5-20 мкм. Установлено, что с увеличением времени МА смесей порошков возрастает уровень внутренних напряжений как в Al, так и в Ni. Происходит наклеп металла, что особенно заметно при увеличении времени МА до 8 ч. Последующее разрушение слоистых композитных частиц вызвано увеличением плотности дислокаций в каждом из металлов, измельчением областей когерентного рассеяния и наклепом до критической степени деформации. При МА смесей порошков пластичного ГШК металла Аl и трудно деформируемого ГПУ Ru или (Ru+Re) способностью к деформации обладает только Al, который «намазывается» на дисперсные частицы «жесткого» Ru, которые уже не объединены в крупные конгломераты. Образующиеся при МА композитные гранулы состоят из дисперсных частиц Ru, скрепленных вязкой Al связкой, с развитой межфазной границей Ru/Al. Это обеспечивает не только резкое увеличение площади контакта между обоими металлами, но и резкое сокращение длины диффузионных путей (Al в Ru). Изучали влияние МА на величины экзотермических эффектов при фазовых превращениях при PC в процессе спекания в интервале температур 100-900°C порошковых смесей Ru-Al. Установлено, что контактное взаимодействие между Ru и Al по экзотермической реакции Ru+Al-RuAl даже для образцов, не подвергавшихся MA (A0) начинается уже в твердой фазе при 600°С и сопровождается большим экзотермическим эффектом, что связано с взаимодействием расплава Al с твердым Ru. Увеличение времени МА приводит к снижению температуры начала взаимодействия до 580°С (образцы А10 и А15) и величины пика экзотермических эффектов образования RuAl из Ru+Al, что свидетельствует о начале взаимодействия между компонентами (PC) в процессе MA. Аналогичные процессы происходят в смесях Ni+Al после МА в течение 4 и 8 ч. Взаимодействие в смеси А16 протекает только в твердой фазе. По данным рентгеновского фазового анализа в системе Ru-Al при PC образуются богатые алюминием RuAl₂, Ru4Al₁₃, Ru₂Al₃ и следы RuAl, а в системе Ni-Al образуются NiAl₃, Ni₂Al₃, Ni₃Al и NiAl. Наклеп порошков при кратковременной МА (≤16 ч) не меняет последовательность появления промежуточных фаз, которая определяется их термодинамической стабильностью и коррелирует с возрастанием теплоты образования алюминидов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 07-03-00291) и научной школы (№ НШ-3904-2008.03)

ЭЛИНВАР, ПОЛУЧЕННЫЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОПОРОШКОВ Оглезнева С.А., Штейникова В.В. Россия, НЦ ПМ ГОУ ВПО ПГТУ, osa@pm.pstu.ac.ru

ELINVAR DEVELOPING WITH NANOPOWDERS ADDITIONS Oglezneva S.A., Shteinikova V.V.

The manufacturing techniques of an alloy «elinvar» is developed by the powder metallurgy. Addition of the titan and nickel nanopowders is activated sintering up to non-porous material and has allowed to achieve values of durability, cracking resistance and the module of elasticity at a level cast «elinvar».

Элинвары получили широкое применение в приборостроении для изготовления упругих чувствительных элементов тончайшей контрольно-измерительной аппаратуры без применения термостатирования и компенсации. Эти сплавы отличаются низкими температурным коэффициентом модуля упругости (ТКМУ) и/или температурным коэффициентом частоты (ТКЧ). Порошковые элинвары пока не имеют масштабного производства ввиду того, что порошковые изделия обладают достаточно высокой остаточной пористостью, а свойства данного материала существенно зависят от чистоты и гомогенности структуры.

Целью исследования являлось получение порошкового сплава, близкого по свойствам к литому сплаву марки 44МХТЮ, - с низкими значениями пористости, высокими значениями прочности и модуля упругости и низким ТКЧ. Состав сплава представлен в табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав сплава

	Ni	Cr	Ti	Ti-Al	Мо	Железо
Содержание компонента, %	45	4,5	2	1,5	0,2	Остальное

В качестве основы сплава использованы порошки железа распыленного марки ПЖРВ 2.200.28 с размером частиц 160 – 200 мкм, карбонильного марки ВС с размером частиц 3 – 5 мкм и порошка распыленного железа, измельченного в шаровой мельнице 24 часа, с размером частиц 3 – 5 мкм.

Для активации процесса спекания с целью понижения пористости и повышения механических свойств порошкового сплава использовали дисперсные порошки, в том числе нанопорошки: титан вводили в виде гидрида титана, который при температуре > 550 °C разлагается на Ті с размером частиц ≈ 50 нм и H₂, а также вводили порошок никеля с размерами не более 100 нм.

Смеси порошков прессовали при давлении 600 МПа и спекали при температуре 1300 °С в вакууме, затем проводили закалку от температуры 910 °С и старение при 600-700 °С, 3 часа.

Механические характеристики сплава определяли на испытательной машине Instron 5882, микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе МЕТАМ ЛВ-31, микротвердомере ПМТ-3 и аналитическом автоэмиссионном растровом электронном микроскопе ULTRA 55/60 Carl Zaiss с разрешением 1 нм.

Результаты исследований показали, что наименьшую пористость (2 %) и, максимальные значения механических свойств имели образцы на основе карбонильного железа (табл. 2). Структура сплава после термообработки была двухфазной – аустенит с микротвердостью HV 273 и дисперсная интерметаллидная фаза с микротвердостью HV 356 (рис. 1, а), размер зерна образцов на основе карбонильного железа составил 20 мкм.



Рисунок – Микроструктура сплава элинвар на основе карбонильного железа и нанопорошков титана и никеля, а - ×267, б - ×517

Минимальный размер зерна (6 мкм) имели образцы на основе измельченного порошка распыленного железа, однако эти образцы имели довольно высокие значения пористости (11 %) и, соответственно, более низкие механические свойства.

Основа	Добавка нанопорошков	П, %	σ _в , МПа	δ, %
Железо распыленное	-	20	380	1
Железо карбонильное	-	10	780	6
Железо распыленное	TiH_2	7	415	10
Железо распыленное измельченное	TiH_2	11	318	7
Warana wanfayyyy yaa	TiH_2	2	780	16
железо кароонильное	TiH ₂ +Ni	3	1100	17

Таблица 2 - Свойства порошкового элинвара

Добавление в исходную шихту нанодисперсного порошка никеля с размером частиц 50-70 нм в количестве 10 масс. % повысило механические свойства материала - микротвердость сплава увеличилась на 20 %, прочность – на 5 %. Полученные сплавы обладали высокими значениями вязкости разрушения, при испытании которой наблюдали немонотонную зависимость вязкости разрушения от характеристик пористой структуры. Модуль Юнга коррелировал с пределом прочности при растяжении и достигал в оптимальном составе значений, характерных для литых элинваров.

Таким образом, введение наноразмерных порошков титана и никеля в порошковые элинвары позволяет достигать заданных свойств.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ W-NI-FE-CO

Поварова К.Б., Дроздов А.А., Алымов М.И.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, povarova@ultra.imet.ac.ru

PREPARATION, STRUCTURE, AND PROPERTIES OF FINE-GRAINED ALLOYS OF THE W-NI-FE-CO SYSTEM

Povarova K.B., Drozdov A.A., Alymov M.I.

Compact samples of heavy tungsten alloy (HTA) have been obtained from nanopowders. The average tungsten grain size is 2.4 - 4.6 μ m. The binder composition already after SPS at 1350 and 1450°C fully coincides with that of the alloy obtained by liquid-phase sintering (LPS) by the conventional technology. The hardness of the samples obtained from nanopowders by SPS at 1350°C is higher by a factor of 2.5 and 1.5 than that of the commercial alloys after LPS and after the strengthening treatment, respectively. The room-temperature compressive yield strength and compressive ultimate strength of the HTA obtained from the nanopowders are higher by 55% and 35%, respectively, than those of the commercial alloys.

С целью повышения служебных характеристик и механических свойств тяжелых вольфрамовых сплавов (ТВС) была предпринята попытка получить сплавы из нанопорошков с мелкозернистой структурой на стандартном оборудовании, которое применяется для получения промышленных сплавов.

Нанопорошки ТВС синтезировали химико-металлургическим методом. Размер частиц составлял 100-140 нм. Образцы Ø=15,2 мм, h ~3,65 мм плотностью ~10,0-10,4 г/см³ изготавливали холодным одноосным прессованием. Спекание образцов проводили в водороде по ступенчатому режиму с последующим вакуумным отжигом [1].

Исследование микроструктуры образцов ТВС после спекания показало, что при температурах ступенчатого отжига происходит твердофазное спекание (ТФС). Структура сплавов представляет собой зерна вольфрама размером 2,4–3,5 мкм окруженные прослойкам Ni-Fe-Co связки (рис 1а). Вакуумный отжиг при температуре 1450°C так же происходит без образования жидкой фазы. Средний размер зерна вольфрама составляет 4,6 мкм (рис 1б). Последующее повышение температуры отжига до 1480°C приводит к плавлению (Ni-Fe-Co)-связки, о чем свидетельствует морфология вольфрамовых зерен, которые становятся более округлыми. Также происходит резкий рост зерна вольфрама до 26 мкм (рис 1в).



Рис.1. Характерные микроструктуры образцов ТВС после спекания по различным режимам (СЭМ): а – спекание в водороде 800°С, 30мин +1000°С, 30мин +1350°С, 30мин; б - спекание в водороде + отжиг в вакууме 1450°С, 1ч; в - спекание в водороде + отжиг в вакууме 1480°С, 1ч/

После ТФС в вакууме при 1450°С в течение 0,5-1 ч плотность сплавов составляла ~ 17,3 г/см³, что практически соответствует теоретической плотности.

Высокая поверхностная энергия нанопорошков резко ускоряет диффузионные процессы при нагреве материала и интенсифицирует процессы массопереноса W в материале связки. Это обуславливает интенсивное изменение структуры материала из нанопорошков, уплотнение материала и изменение состава связки уже при TФС, т.е. при температурах ниже температуры начала оплавления связки. Состав связки уже после ТФС при 1350 и 1450°С полностью совпадает с составом связки сплава, полученного ЖФС по традиционной технологии (рис. 2), плотность соответствует теоретической, а скругленная форма W зерен становится подобной форме зерен после ЖФС. Высокая

DFMN-2009

активность нано порошков подтверждается данными калориметрических исследований (рис. 3): видно, что (Ni-Fe-Co) связка образца, полученного из нанопорошков, начинает плавиться при температуре на 25-30°C ниже, чем связка в образцах, полученных из средне- и крупнозернистых порошков.



Рис. 2. Влияние максимальной температуры спекания на состав Ni-Fe-Co связки образцов ТВС, спеченных из нанопорошков по различным режимам (1, 2, 3), и состав связки стандартного сплава (4).



Рис. 3. Термограммы тепловых эффектов при нагреве в вакууме нанопорошка (кривая 1) и стандартной смеси порошков (кривая 2).

Образцы базового сплава заводского производства имеют твердость по Виккерсу HV=175±5 кг/мм² после ЖФС и 295±5 кг/мм² после упрочняющей обработки. Образцы сплава из нанопорошков после ТФС при 1350°С имеют твердость 405-440 кг/мм², а после ТФС при 1450°С твердость 345±10 кг/мм², 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. Пределы текучести и прочности на сжатие при комнатной температуре мелкозернистых ТВС, полученных твердофазным спеканием по режиму 800°С, 30мин +1000°С, 30мин +1350°С, 30мин, составляют 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, предел прочности 810 МПа.

Литература:

1. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Алымов М.И. Тяжелые вольфрамовые сплавы, полученные из нанопорошков. // Заготовительные производства в машиностроении, 2008, №4, с45-50.

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ НАЛИЧИИ ОСТРОГО НАДРЕЗА

Просвирнин Д.В., Терентьев В.Ф., Журавлева К.Ю., Анкудинов А.Б, Тихомиров С.А., Банных И.О., Алымов М.И.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. г. Москва E – mail: fatig@ mail.ru

FATIGUE FAILURE OF SAMPLES OF SUBMICROCRYSTALLINE NICKEL IN THE PRESENCE OF A SHARP CUT

Prosvirnin D.V., Terentyev V.F., Zhuravlyeva K.Ju., Ankudinov A.B., Tihomirov S.A., O.A. Bannykh I.O., Alymov M.I.

Features of fatigue failure of samples with concentrator of stress of the submicrocrystalline nickel received by a method of sintering under pressure are considered

Ранее была изучена циклическая прочность плоских образцов без концентратора напряжений субмикрокристаллического (СМК) никеля (размеры гранул \approx 700 нм), полученного методом спекания под давлением нанопорошка (рис. 1) [1]. Некоторые данные о циклической прочности СМК – никеля приведены также в работе [2]. В настоящей работе исследовали особенности усталостного разрушения образцов СМК - никеля с острым надрезом (рис. 2), которые спекались под давлением при различных температурах (400, 450, 500°С). Один образец спекался под давлением при температуре 500°С, а затем отжигался при 900°С.







Рис. 1. Циклическая прочность образцов СМК – никеля, полученных спеканием под давлением при различных режимах: 1 – кривая усталости гладких образцов СМК – никеля [1]; точки на графике с указанием режимов спекания или температуру отжига показывают долговечность до разрушения образцов с острым надрезом.

Рис. 2. Размеры образца СМК – никеля с острым надрезом.

На рис. 3. представлены данные по изменению твердости образцов СМК – никеля в зависимости от различных режимов спекания под давлением или температуры отжига, а на рис. 4 изменение длины трещины с ростом числа циклов нагружения в зависимости от режимов спекания. Видно, что повышение температуры спекания или температуры отжига приводит к резкому снижению твердости.





Рис.3. Твердость СМК – никеля в зависимости от температуры

Рис. 4. Изменение длины трещины с ростом числа циклов нагружения: 1 – температура спекания 400°С; 2

спекания

- 450°С; 3 – 500°С; 4 – температура спекания 500°С + отжиг при 900°С.

В свою очередь, это приводит к тому, что долговечность до разрушения образцов с концентратором напряжения при напряжении 100МПа возрастает по мере повышения температуры спекания. Образец, который отжигался при 900° С, при этом напряжении простоял без разрушения 5.10^{5} циклов и был перегружен на напряжение 150МПа и разрушился при 2.10^{5} циклов (рис.1). При одном и том же числе циклов нагружения длина усталостной трещины была меньше у образцов с меньшей твердостью (рис. 4).





Рис. 5. Фрактография усталостного разрушения образцов с надрезом СМК – никеля:

а, б – образец спеченный под давлением при 500°С, зона усталостного разрушения и статического долома соответственно; **B**, Γ – образец спеченный под давлением при 500°С и отожженный при 900°С; зона усталостного разрушения и статического долома соответственно.

На рис. 5 представлена фрактография поверхности разрушения образцов с надрезом. Сравнение образца спеченного при 500° C (рис. 5 а, б) и образца, который после спекания отжигался при 900° C (рис. 5 в, г) показывает, что в первом случае усталостное разрушение происходит по межзеренному механизму, а статический долом связан со смешенным межзеренным и вязким разрушением. Во втором случае в результате высокотемпературного отжига между отдельными зернами произошло диффузионное взаимодействие и на стадии стабильного роста усталостной трещины наблюдается более вязкая поверхность разрушения и отчетливо виден бороздчатый рельеф (рис. 5 в), сопутствующий медленному распространению усталостной трещины. Статический долом связан с типичным вязким разрушением (рис. 5, г).

Литература

1.*Терентьев В.Ф. Алымов М.И., Колмаков А.Г. и др.* Циклическая прочность субмикрокристаллического никеля, полученного методом спекания нанопорошка // Российские нанотехнологии, 2008, том 3, № 5 – 6, с. 114 – 119.

2. *Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Просвирин Д.В.* Усталостная прочность субмикро – и нанокристаллических сплавов железа, титана и никеля // Деформация и разрушение материалов,2007, № 9, с. 2 - 11.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОДРЫВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДОВ Псахье С.Г., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Абдрашитов А.В. Россия, ИФПМ СО РАН, Simoom@sibmail.com

INVESTIGATION OF NANOPARTICLE FORMATION UNDER METAL WIRE ELECTRICAL DISRUPTION

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

Molecular dynamics simulation of nanoparticle formation under electrical pulse disruption is carried out. The interparticle interaction is described in the scope of embedded atom method. It is shown that disruption process can be divided into three stages. The first one is characterized by specimen expansion without continuity breaking. Specimen breakdown and cluster formation occur during the second stage. The cluster interaction and atom vaporization take place at the third stage.

Исследование формирования наноразмерных частиц, получаемых в результате электротеплового импульсного диспергирования (ЭТИД) проводников, проводилось в рамках молекулярно-динамического подхода. Для описания межатомного взаимодействия использовались потенциалы, рассчитанные методом погруженного атома. Используемые потенциалы позволяют с хорошей точностью описывать поверхностные свойства, энергетику дефектов структуры, упругие характеристики и ряд других свойств, которые важны для моделирования процесса ЭТИД.

Моделирование процесса электротеплового импульсного диспергирования проводилось на основе медного образца цилиндрической формы. Для моделирования данного процесса использовались следующие граничные и начальные условия. В направлении оси цилиндра использовались периодические граничные условия, а боковая цилиндрическая поверхность моделируемого образца полагалась свободной.

При проведении расчетов по исследованию ЭТИД полагалось, что исходная температура в основном меняется по сечению образца и слабо меняется вдоль оси цилиндра. Распределение атомных скоростей по сечению образца задавалось таким образом, чтобы температура достигала максимума в центре сечения и убывала к поверхности по линейному закону.

Анализ полученных результатов моделирования показал, что процесс ЭТИД можно разбить на три характерных этапа. Все три этапа хорошо видны на кривой зависимости температуры моделируемого кристаллита от времени (Рис. 1).

На первом этапе происходит разогрев проводника без потери сплошности, при этом температура моделируемой системы достигает максимума, который существенно превышает температуру кипения «макро-материала». На этом этапе от основной массы проводника отделяются единичные атомы.

На втором этапе происходит интенсивное разрушение образца. При этом он разделяется на кластеры различного размера и отдельные атомы. Этот процесс сопровождается значительным уменьшением температуры.



Рис. 1. Зависимость температуры моделируемой системы от времени

Третий этап определяется следующими процессами: разделением кластеров на более мелкие,

испарением отдельных атомов с поверхности кластеров, осаждением свободных атомов на кластеры, столкновением кластеров между собой.

Расчеты показали, что температура кластеров на последнем этапе меняется в широких пределах от двух до шести тысяч градусов, при этом если крупные кластеры имеют близкую температуру, то температура кластеров небольшого размера может меняться во всем диапазоне. Характерные структуры для второй и третьей стадий показаны на Рис. 2.

a 6

Рис. 2. Структура диспергированного образца в различные моменты времени: а – 4пс; б – 24пс. Температура разогрева в центральной части образца составляла 20 000 К

Для исследования природы формирования кластеров в процессе ЭТИД анализировалась динамика таких параметров как число атомов, не входящих в кластеры, число кластеров, среднее число атомов в кластере, среднее межатомное расстояние в кластерах.

Анализ числа атомов, не входящих в кластеры (Рис. 3) показал, что число таких атомов со временем растет. Это может быть обусловлено как испарением атомов с поверхности кластеров, так и разрушением кластеров при их соударении. Возрастание числа свободных атомов свидетельствует о том, что интенсивность процесса испарения существенно выше процесса осаждения. Как и следовало ожидать, увеличение температуры нагрева образца приводит к увеличению числа свободных атомов.



Рис. З Число атомов, не входящих в кластеры, увеличивается с ростом температуры. Кривая 1 соответствует нагреву кристаллита до 25 000 К; 2 – 20 000 К; 3 – 15 000 К; 4 – 10 000

На основании результатов моделирования можно заключить, что процесс ЭТИД имеет выраженную стадийность. Характерно, что при данном типе теплового нагружения кристаллита интенсивность процессов, ответственных за формирование свободных атомов (испарение, столкновение кластеров), существенно выше процессов осаждения. Исследование влияния интенсивности теплового нагружения на динамику диспергирования показало, что с увеличением исходной температуры происходит уменьшение среднего размера кластера, при этом число кластеров увеличивается.

Исследование выполнено при финансовой поддержке программы Президиума РАН №27.39.

РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ОДНОРОДНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ В СПЕЧЕННОМ МАТЕРИАЛЕ Скачков О.А.*, Поварова К.Б.**, Дроздов А.А.**, Терновой Ю.Ф.*, Маторина О.В.*, Морозов А.Е.* * Россия, ФГУП ЦНИИ Чермет им. И.П. Бардина, oa_skachkov@mail.ru

**Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

DEVELOPMENT OF THE PREPARATION METHODS PROVIDING THE UNIFORM DISTRIBUTION OF THE COMPONENTS IN SINTERED NICKEL MONOALUMINIDE POWDERS Skachcov O.A., Povarova K.B., Drozdov A.A., Ternovoy U.F., Matorina O.V., Morozov A.E.

The characteristics (granulometric composition, morphology, content and distribution of impurities, uniformity of Ni and Al distribution, compressibility) of the powders obtained by joint calcium hydride reduction and NiAl melt atomization by argon and nitrogen have been comparatively analyzed.

В современных высокотемпературных авиационных газотурбинных двигателях (ГТД) и ракетно-космических аппаратах ответственные узлы и детали горячего тракта изготавливаются из жаропрочных Ni суперсплавов. Необходимость повышения уровня рабочих температур стимулировала поиск и разработку новых жаропрочных материалов, на основе алюминидов никеля и в частности NiAl с упорядоченной ОЦК типа B2 кристаллической структурой, более тугоплавкого (T_{nn} =1630°С) и легкого (плотность ρ = 5,9-6,2, г/ см³), не нуждающегося в защите от окисления, более дешевого и имеющего более простой и экономичный состав, чем современные Ni-суперсплавы. Высокой термической стабильностью обладают композиции NiAl- Me_xO_y , где упрочняющая фаза - тугоплавкие термодинамически стабильные оксиды переходных металлов III и IV групп типа Me_2O_3 и MeO_2 (Me - Al, Sc, Y, La, P3M). К числу существенных преимуществ этих композиций «NiAl-тугоплавкий оксид» может быть отнесено отсутствие взаимной растворимости NiAl и Me_xO_y, высокая T_{nn} композиции, равная T_{nn} NiAl, а также низкая плотность, определяемая низкой плотностью оксидов (например, 3,97 и 4,84 г/см³ для Al₂O₃ и Y₂O₃ соответственно).

Изготовление сплавов NiAl с дисперсными частицами Y2O3, Al2O3 возможно только относительно недорогим и доступным методом порошковой металлургии, когда оба компонента находятся в твердом состоянии. Для получения по порошковой технологии высококачественных заготовок и изделий из этих сплавов, обладающих свойствами, позволяющими применять их при температурах, превышающих как рабочие температуры, так и температуры плавления никелевых суперсплавов было необходимо разработать способ получения порошков NiAl с однородным распределением обоих компонентов NiAl и легирующих элементов в частицах порошка, разработать способ введения в порошки NiAl дисперсных частиц тугоплавких термодинамически стабильных оксидов, предотвращающий образование их конгломератов и обеспечивающий макро- и микрооднородное их распределение в компактном материале. Использование порошков с однородным распределением обоих компонентов ИМ в частицах является одним из главных условий получения высококачественных заготовок и изделий из ИМ по порошковой технологии. Получение таких порошков возможно следующими методами: совместным восстановлением, распылением расплава заданного состава, методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC) из смесей порошков Ni и Al и др. Настоящая работа посвящена экспериментальному изучению влияния способа получения порошков NiAl совместным гидриднокальциевым восстановлением (ГКВ) оксидов и распылением расплавов NiAl газами (азот, аргон) на их строение и некоторые потребительские свойства.

Метод ГКВ: шихту, состоящую из порошков оксидов металлов, металлов и гидрида кальция, смешивали и нагревали в реторте из нержавеющей стали до 1175°С. Получение интерметаллида NiAl происходило по реакции: 7Ni+NiO+4Al₂O₃+13CaH₂=8 NiAl +13CaO+13H₂↑.

Полученный спек дробили, проводили гидрометаллургическую обработку для удаления побочных продуктов реакции и сушку порошка. Получали NiAl, содержавший (масс.%) 31,2Al, 0,15-0,31O, 0,08Ca, 0,007-0,01H₂, 0,003-0,004N₂. Период ОЦК кристаллической решетки a=0,2887нм соответствует стехиометрическому составу. Гранулометрический состав округлых частиц размером: >30 мкм - 3,2 %, 20-30 мкм - 20,8%, 10-20 мкм - 55,5 % и <10 мкм - 20,5%.

Распыление расплава газом (Ar или N₂) является наиболее производительным методом получения порошков. При распылении расплава сплавов на основе NiAl температура расплава

DFMN-2009

составляла 1780±10°С (перегрев 140±10°С, скорость распыления 0,16-0,25кг/с, расход газараспылителя 0,8-0,9м³/кг. Литые гранулы NiAl (95 % частиц сферической формы) содержали (масс.%) 31Al, 0,067O, 0,002H. Ситовый состав: (-400 +200) – 45,0%, (-200-+125) – 15,0%, (-125-+80) -17,5 %, (-80-+45) -11,5%, (-45) -11%.

Восстановленные порошки характеризуются более высокой степенью гомогенности: содержание Ni и Al одинаково в каждой из исследуемых частиц. Микроструктура распыленных гранул-слитков определяется схемой кристаллизации и представляет собой зерна размером 5-12 мкм (50-51 ат. % Ni), окруженные прослойками толщиной <1 мкм (53,5-54,5%Ni). По данным Ожеспектроскопии содержание кислорода на поверхности частиц, распыленных аргоном, составляет 12-18 ат. %, а восстановленных порошков – 10 %. Содержание углерода на поверхности частиц, распыленных аргоном, составляет 10-20 ат. %, восстановленных порошков – 9-16 %. На глубине 20-25 нм от поверхности содержание примесей снижается в 5-10 раз и монотонно убывает на расстоянии 100-200 нм от поверхности. Для всех порошков наблюдалось обогащение поверхности частиц алюминием и обеднение никелем, их концентрации выравниваются и достигают эквиатомного состава в слоях 10-20 нм в восстановленных порошках и 10-20 нм в распыленных гранулах. Обогащение поверхности частиц элементами внедрения вызвано их низкой растворимостью в NiAl, обогащение алюминием происходит из-за взаимодействия Al с кислородом и образованием термодинамически стабильного оксида Al₂O₃.

Способность к прессованию порошков, полученных ГКВ и распылением, исследовали на установке для гидростатического прессования и в прессформах на прессе усилием 20 т. Полученные распылением порошки спрессовать при используемых давлениях 0,9-10,0 КБар не удалось, для их компактирования необходимо применение горячего изостатического прессования (ГИП) или горячей экструзии. Полученные ГКВ порошки удовлетворительно формуются гидростатическим прессованием при давлениях >0,9 КБар, относительная плотность формовок после гидростатического прессования составляет 72%, относительная плотность формовок после прессования при давлениях 2-5 т/см² составляет 60-70%.

Сравнительный анализ характеристик порошков (гранулометрический состав, морфология, содержание и распределение примесей, однородность распределения Ni и Al, прессуемость), полученных совместным ГКВ и распылением расплава NiAl аргоном или азотом показал, что, несмотря большую производительность метода гранульной металлургии, более целесообразно производить порошки NiAl методом совместного ГКВ, поскольку эти порошки более однородны по составу и обладают лучшей способностью к компактированию, чем распыленные порошки. Способность к компактированию и последующему спеканию обоих порошков может быть повышена измельчением и механоактивацией в высокоэнергетических мельницах – аттриторах или виброистирателях.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 07-03-00291) и научной школы (№ НШ-3904-2008.03)
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНАЦИЕЙ МЕТОДОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА ^{1,2}Степанова И.В., ^{1,2}Панин С.В., ³Корчагин М.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия ²Томский политехнический университет, Россия, iris.stepanova@gmail.com ³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF NANOCOMPOSITES PRODUCED BY COMBINATION OF MECHANICAL ACTIVATION AND SELF-PROPAGATING HIGH-TEMPERATURE SYNTESIS METHODS

^{1,2}I.V. Stepanova, ^{1,2}S.V. Panin, ³M.A. Korchagin
 ¹Institute of strength physics and material science SB RAS, Tomsk, Russia
 ²Tomsk polytechnic university, Russia, iris.stepanova@gmail.com
 ³Institute of solid state chemistry and mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia

Syntesis of nanocomposites in TiB₂-Cu, TiB₂-Cu-Ni systems was developed using a combination of hifh-energy ball milling and self-propagating high-temperature syntesis (SHS). Consolidation behavior of nanocomposite powders, microstructures and mechanical properties of the bulk were investigated in view of developing new materials with high temperature stability and increased strength.

Композиты с металлической матрицей, содержащие диборид титана, привлекают значительный интерес в последнее время благодаря его уникальным свойствам: высокой температуре плавления, твердости и существенным тепло- и электропроводности [1].

Методы механической активации (обработки) эффективны для получения композиционных порошков с равномерной микроструктурой, дисперсными включениями и улучшенной спекаемостью [2]. В процессе механической обработки в материале создается высокая концентрация межфазных границ и неравновесных дефектов, что приводит к формирования композитов особого типа.

В данной работе исследовались процессы, происходящие при спекании, а также механические свойства композитов TiB₂-Cu, TiB₂-Cu-Ni, полученных трехстадийным способом [3-4], включающим предварительную механическую обработку смесей элементных порошков, CBC-реакцию, инициируемую в активированной смеси и последующую механическую обработку продукта CBC-реакции. Предварительная механическая обработка смесей способствует образованию системы из перемешанных на наноуровне реагентов и уменьшению температуры горения, что создает благоприятные условия для формирования субмикронных частиц в продукте. Механическая обработка продукта CBC реакции приводит к уменьшению размера частиц в матрице до наноуровня, а также повышает активность композита при спекании. Для достижения нанокомпозитного состояния механическую обработку порошковых смесей проводили в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах АГО-2 [5]. Для предотвращения окисления обработку проводили в защитной атмосфере.

В работе для получения компактных материалов использован метод спекания в плазме электроискрового разряда (метод SPS) [6, 7]. Использованный в работе для компактирования нанокомпозитов на основе диборида титана в медной и медно – никелевой матрице метод SPS представляет собой модификацию спекания электрическим током под давлением. Особенностью данного метода является пропускание постоянного тока в режиме «включение – выключение». Кратковременное пропускание тока по образцу приводит к возникновению электрических разрядов в точках контактов между частицами, вследствие чего возникают локальные области высоких температур, в которых ускоряются диффузионные процессы. При многократном повторении процесса высокотемпературные области электрического разряда перемещаются по образцу, обеспечивая тем самым равномерность спекания по всему объему. Спекание в пресс - форме под давлением обеспечивает более высокие плотность и механические свойства спеченного материала по сравнению со свободным спеканием.

Фрактографические исследования проводили с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50. Химический анализ поверхности разрушения выполняли методом дисперсионно-энергетической рентгеновской спектроскопии на установке OXFORD Instruments. Рентгеноструктурный анализ образцов был проведен с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 6000. Структура была выявлена с помощью химического травления с использованием

раствора 100 ml H₂O+25 g. (NH₄)2S₂ O₈. Из спеченных брикетов вырезали методом электроискровой резки образцы в форме параллелепипеда размерами $4 \times 2.3 \times 2.3$ мм³. Для оценки прочностных свойств был проведен анализ микротвердости. Механические испытания образцов в условиях сжатия проводили на испытательной машине Schenck-Sinus-100 и Instron-5582. Изучение характера пластической деформации разрушения на мезомасштабном уровне спечённых нанокомпозитов проводили с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC.

Объединением методов механической активации и CBC получены нанокомпозиты TiB₂-Cu, TiB₂-Cu-Ni. Определены оптимальные параметры процесса для получения композитов с размером зерна менее 100 нм.

Определено оптимальное соотношения меди и никеля в качестве материала матрицы 80/20. Введение небольшого количества Ni в матрицу, повышает прочность порошкового нанокомпозита, увеличивая смачивание упрочняющей фазы TiB₂. Медь вводится в качестве пластичной составляющей материала матрицы.

Пластичность образцов состава 10%TiB₂ + (Cu/Ni=80/20) подтверждается характером деформационного рельефа, который представляет собой поперечные складки.

Пластическая деформация при сжатии образцов $10\% TiB_2$ + Cu сопровождалась формированием и эволюцией мезополос и микротрещин, распространяющихся в зонах локализации деформации, в основном, ориентированных по направлению τ_{max} . Это обусловливает малую прочность такой композиции при относительно высокой пластичности.

Литература:

1. S.C.Tjong, Z.Y.Ma. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites. Mater.Sci.Eng. 29 (2000) 49-11.

2. C. Suryanarayana. Mechanical alloying and milling. Progress in Mater.Sci. 46 (2001) 1.

3. Y.S.Kwon, D.V.Dudina, M.A.Korchagin, O.I.Lomovsky. Solid-state synthesis of titanium diboride in copper matrix/J.Metastable and Nanocrystalline Materials, v. 15-16, 2003, p.253.

4. Н.З.Ляхов, В.Е.Панин, Д.В.Дудина, М.А.Корчагин, О.И.Ломовский, Ю.В.Гриняев, В.Г.Дураков, С.В.Панин, Ю.И.Почивалов. Разработка конструкционных материалов на основе порошковых нанокомпозитов//Физическая Мезомеханика. – 2003. - Т.6. - №2. - С.63-76.

5.А.с. №975068 (СССР). Е.Г.Аввакумов, А.Р.Поткин, О.И.Самарин. Планетарная мельница. -Бюллетень изобретений, 1982. - №43.

6. J.R.Groza, A.Zavaliangos. Nanostructured bulk solids by field activated sintering. Rev.Adv. Mater. Sci. 5, №1 (2003) 24.

7. V.E. Panin, M.A. Korchagin, O.I. Lomovsky et al. // Physical mesomechanics. – V2 (2004) 49-52.

ВОЛОКНИСТЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОРОШКИНА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ

Ульянова Т.М., Крутько Н.П., Титова Л.В.,

Беларусь, Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, ulya@igic.bas-net.by

FIBROUS NANOSTRUCTURED POWDERS BASED ON ALUMINA AND ZIRCONIA Ulyanova T.M., Krutko N.P., Titova L.V.

The formation processes of aluminium, magnesium, zirconium, yttrium oxide and other nanograins of fibers and powders were investigated. Nanostructured fibers and powders were prepared by biomimetic (template) method when the initial hydrated cellulose fibrils adsorbed the salt solutions. Then they were dried and were annealed by the special regime. Oxide fibers were crushed in the high disperse powders. The correlation between particle sizes, composition, structure and physical-chemical properties were established.

Неорганические порошки и волокна широко используются в качестве наполнителей в композиционных материалах. Перспективным направлением в области создания композитов является применение наноразмерных или наноструктурных наполнителей, которые обладают высокой поверхностной энергией, а, следовательно, повышенной реакционной и сорбционной способностью. Они изменяют адгезионные процессы на границе фаз: наполнитель – матрица и формируют новые структуры в композитах, что повышает физико-механические свойства и характер разрушения материалов при экстремальных нагрузках.

В настоящей работе исследована кристаллическая и микроструктура, а также физико-химические свойства волокнистых наноструктурных оксидов алюминия, магния, титана, циркония и др., которые можно использовать в качестве активных наполнителей композитов с различными типами матриц или как исходные порошки для керамики.

получении оксидных наноструктурных волокнистых порошков При использовался «биомиметик» метод, который включал процесс пропитки целлюлозных нитей водными растворами солей металлов, их сушку и термообработку в области температур 600-1500°С. Растворы для пропитки готовили из солей алюминия, циркония, иттрия, магния, титана и других соединений. При получении поликомпонентных волокон: Al₂O₃-MgO, Al₂O₃ -TiO₂, ZrO₂-Y₂O₃-Al₂O₃ пропитку исходных гидратцеллюлозных материалов проводили в смеси растворов с рассчитанным соотношением компонентов. Для стабилизации тетрагональной структуры диоксида циркония в раствор добавляли соль иттрия в количестве 3 мол. % в пересчете на оксид металла. При термообработке солесодержащих нитей происходил термолиз целлюлозы, удалялись органические вещества и пары воды, разлагались введенные соли металлов, образуя наноразмерные зерна гидроксидов, которые при нагревании теряли воду и переходили в наночастицы тугоплавких оксидов металлов. При этом сохранялась макроструктура исходной полимерной матрицы в виде волокон, состоящих из нанозерен оксидов металлов (рис. 1-А).



Рис.1 Исходные гидратцеллюлозные волокна (Могилевский ЗИВ) (А -1), волокнистый оксид алюмния (А -2); микроструктура исходного ГЦ моноволокна (Б-1) и окисных волокон $ZrO_2(Y_2O_3)$, отожженных при: 700 – (Б-2), 1300 – (Б-3) и 1600⁰С – (Б-4); наноструктура волокна Al_2O_3 -(В).

DFMN-2009

Полученные оксидные волокна обладали высокой пористостью (85-90 %), развитой удельной поверхностью (150-200 м²/г), высокой реакционной активностью, они легко измельчались в тонкий порошок, представляющий собой микронные иглоподобные частицы, состоящие из нанозерен оксидов металлов, размер которых составлял 4-9 нм, он увеличивался до 50-70 нм с повышением температуры термообработки порошков до 1300-1400°С. Структуру волокон и порошков исследовали с помощью рентгенофазового анализа, который выполнялся на установках ДРОН-2 и ДРОН-3 с использованием монохроматизированного излучения CuK_{α} (λ =1,54 Å). Размер кристаллитов оксидов металлов определяли по методу OKP (область когерентного рассеяния) и рассчитывали по формуле Шеррера. Микроструктуру поверхности порошков и волокон изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) LEO Zeiss 1420 с увеличением 2000 - 30000 крат, а размер наночастиц порошков определяли с помощью просвечивающего микроскопа JSM – 200А при ускоряющем напряжении 200 kV с увеличением 100000 – 120000 крат.

Физико-химические свойства порошков определяли стандартными методами. Удельную поверхность и адсорбционную способность порошков оксидов оценивали по поглощению азота методом БЭТ (Брунауэра – Эммета – Теллера) с использованием анализатора поверхности и пористости ASAP 2020, фирмы «Micromeritics» (USA).

Рентгеноструктурные исследования образцов показали, что формирование кристаллической структуры оксида алюминия в волокнах имеет ряд особенностей. Образование зародышей кристаллов оксидов начинается на стадии отжига солесодержащих материалов при температурах 400-450°, причем образующийся оксид алюминия рентгеноаморфен. Формирование кристаллического оксида алюминия начинается при 700-750°C в виде γ -глинозема. С повышением температуры нагревания до 900°C появляются рефлексы θ фазы, а при 1100°C происходит превращение γ и θ – фаз в α – форму Al₂O₃, которая не изменяется при дальнейшем повышении температуры до 1600°C. Оксид алюминия формируется в виде гексагональной модификации с параметрами решетки близкими к равновесным.

При нагревании до 200°С целлюлозных волокон, содержащих соли циркония и иттрия, продукты оставались рентгеноаморфными. С повышением температуры до 300°С на дифрактограммах появлялись рефлексы как тетрагональной, так и моноклинной фазы ZrO₂. В интервале температур 400-450°С образовывался диоксид циркония только тетрагональной модификации, что обусловлено кристаллическим строением исходных солей циркония и его гидроксида, также имеющих тетрагональную решетку. При 800°С тетрагональная модификация переходила в моноклинную, которая сохранялась до температуры 1100°С. Введение на стадии пропитки добавки соли иттрия (3 мол.% в пересчете на МеО) стабилизировало тетрагональную структуру диоксида циркония, в результате соотношение тетрагональной и моноклинной фаз в оксидном волокне, полученном при 600° C, составляло T : M = 80 : 20%. С ростом температуры отжига до 1500-1600°C содержание тетрагональной фазы увеличивалось до 95%. Рентгенофазовое исследование кристаллической структуры полученных трехкомпонентных порошков показало, что в области температур 550-600°C из оксидов металлов образовывался тройной твердый раствор, который существовал до 1200°С. Выше указанной температуры он распадался на три фазы: ZrO₂ тетрагональной и моноклинной структуры, также α-Al₂O₃, причем содержание моноклинной модификации диоксида циркония не превышало 10 %.

Следует отметить четкую корреляцию физико-химических свойств волокнистых порошков с их наноструктурой. Чем меньше размер частиц кристаллитов оксидов металлов, тем выше его адсорбционные свойства и реакционная активность. Изменяя соотношения частично стабилизированного ZrO_2 и Al_2O_3 в системе: ZrO_2 - Y_2O_3 - Al_2O_3 от 100% до 0, были получены 3-х компонентные активные порошки, у которых насыпная плотность изменялась от 0, 50 до 0,40 г/см³, пикнометрическая плотность уменьшалась от 5,70 до 2,90 г/см³, удельная поверхность возрастала от 60 до 200 м²/г, а размер частиц составлял у тетрагональной фазы $ZrO_2 - 8-20$ нм, у моноклинной фазы $ZrO_2 - 18-28$ нм, а у γ - Al_2O_3 размер кристаллитов не превышал 5-6 нм.

Из волокнистых наноструктурных оксидных порошков были получены плотная и пористая керамика, а также композиционные материалы с керамической и полимерной матрицей. Благодаря развитой поверхности и высокой адгезии к различным типам матриц синтезированные наноструктурные порошки проявили себя как активные компоненты, повышающие термостойкость и физико-механические (трибологические) свойства композитов.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ МЕДНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДИСКОМ[®] Шалунов Е.П., Матросов А.Л., Шведов М.А.

Россия, ФГОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова», г.Чебоксары, Московский пр.,15, E-mail: eshalunov@cbx.ru

EXPERIENCE OF USE REACTIONARY MECHANICAL ALLOYING BY MANUFACTURE OF COPPER NANOSTRUCTURED MATERIALS DISCOM[®] Shalunov E.P., Matrosov A.L., Shvedov M.A.

By manufacture of copper nanostructured materials $DISCOM^{\circledast}$ it is used reactionary mechanical alloying thanks to which the structure of a material with the sizes of subgrains 80...120 nm is reached subgraining and it is carried out mechanochemically synthesis of refractory phases – hardening particles 20 ... 40 nm directly in a material in the course of its reception. Thanks to such structure materials get unique properties that has caused their wide application in many areas of technics.

Известно, что механическое легирование, осуществляемое в высокоэнергетических шаровых мельницах – аттриторах, является уникальным процессом получения комбинаций разнородных материалов, которые сложно, а в некоторых случаях и невозможно получить традиционными методами. Например, этим методом можно получить комбинацию металл-оксид или материал, состоящий из не взаимодействующих друг с другом металлов (псевдосплав). В частности, этот процесс широко используется для производства жаропрочных сплавов на основе никеля и железа, которые одновременно включают легирующие добавки, образующие твердый раствор с матрицей, и упрочняющие частицы оксидов [1].

Развитием процесса механического легирования стало реакционное механическое легирование, заключающееся в том, что компоненты в процессе обработки вступают в твердофазные химические реакции между собой с образованием тугоплавких упрочняющих частиц. При этом положительной особенностью этого процесса является использование в качестве компонентов мягких, легко размалывающихся материалов, которые лишь в процессе обработки образуют твердые упрочняющие частицы. Например, материалы Al-Al₄C₃ изготавливаются совместной обработкой алюминиевого порошка и канального углерода (сажи) в аттриторе, при которой эти компоненты вступают в твердофазную реакцию с образованием упрочняющих частиц Al₄C₃ [2,3].

Процесс реакционного механического легирования, при котором осуществляется механохимический синтез упрочняющих частиц оксидов, карбидов и других тугоплавких соединений размерами 20...40 нм также используются для производства медных наноструктурных материалов ДИСКОМ[®], выпуск которых налажен на трех предприятиях РФ. При этом производятся материалы, где фазами - упрочнителями являются оксиды Al_2O_3 , TiO₂, Cr₂O₃, карбиды TiC, Cr₃C₂, бориды TiB₂, CrB₂ и другие тугоплавкие соединения, которые образуются в материале в результате прохождения твердофазных химических реакций:

$$\begin{split} Me + O_2 &= Me_nO_m,\\ Me + CuO &= Me_nO_m + Cu,\\ Me + C &= Me_nC_m,\\ Me + B &= Me_nB_m \text{ M T.} \pi. \end{split}$$

Известно [4], что синтез большинства вышеуказанных тугоплавких соединений обычно осуществляется при весьма высоких температурах в вакууме или инертной среде. Но, благодаря проведению реакционного механического легирования, вышеуказанные реакции в большей степени протекают уже во время обработки в аттриторе и завершаются при дальнейшем термодеформационном пределе, который заключается в холодном компактировании полученных гранул в брикеты, их нагреве и горячей экструзии в полуфабрикаты необходимого профиля.

Это обусловлено тем, что во время механического легирования обрабатываемые материалы, испытывая мощное механическое воздействие – интенсивную пластическую деформацию дробления с образованием ювенильных поверхностей, приобретают высокую химическую активность. При этом реакции их взаимодействия протекают при более низких температурах, чем обычно.

Кроме образования упрочняющих частиц наноразмерного уровня тугоплавких фаз в процессе реакционного механического легирования в материале происходит измельчение субзерен, размеры которых, как показали исследования, составляют 80...120 нм [5].

DFMN-2009

Благодаря такой структуре, материалы приобретают уникальные свойства. В частности, медные материалы ДИСКОМ[®] обладают высокими прочностными характеристиками при одновременно высокой электропроводности. Но, самое главное, эти свойства сохраняются у них при температурах до 800...950 °C. Кроме этого, эти материалы имеют высокую износостойкость и дугостойкость.

Такое сочетание физико – механических характеристик и высоких эксплуатационных свойств обусловили материалам ДИСКОМ[®] широкое применение во многих областях техники.

В частности, они давно и с успехом применяются для изготовления инструмента сварочной техники (электроды контактной сварки, токоподводящие наконечники), электрических контактов, в том числе, для замены серебра и серебросодержащих материалов, направляющих и седел клапанов бензиновых и дизельных двигателей, подшипников скольжения, жал паяльников и т.п. [5÷7].

Вышеуказанные медные наноструктурные материалы ДИСКОМ[®] изготавливаются на ряде предприятий в Чебоксарах, Йошкар-Оле, Свердловской области, производства которых созданы по проектам Чувашского госуниверситета совместно с Инновационным центром «ДИСКОМ» (г. Чебоксары) [6, 7].

При производстве этих материалов используется симбиоз метода реакционного механического легирования, технологии порошковой и гранульной металлургии [9]. Участки реакционного механического легирования укомплектованы около 50 аттриторами с емкостью реактора 15л и 45л конструкции Инновационного центра «ДИСКОМ». Опыт многолетний эксплуатации таких аттриторов показал их большую надежность в работе и высокую степень воспроизводимости свойств получаемых материалов, что может свидетельствовать применимости метода реакционного механического легирования для промышленного производства вышеописанных наноструктурных материалов.

Литература:

- Арунагалам В.С. Механическое легирование // Актуальные проблемы порошковой металлургии / Под ред. О.В. Романа, В.С. Арунагалама – М.: Металлургия, 1990.– С. 175-202.
- Einfluss der Herstellungsbedingungen auf die Eigenschaften von Al-Al₄C₃-Werkstoffen /
 E. Schalunov, M. Slesar, M Besterci, H. Oppenheim, G. Jangg // Metall. – Nr.6, 1986. – S.601-606.
- Шалунов Е.П., Липатов Я.М., Данилов Н.В. Алюминиевые материалы, дисперсноупрочненные карбидом алюминия // Современные технологические процессы получения высококачественных отливок, повышение стойкости литейной оснастки и режущего инструмента: Сб. докл. межреспубл. научно-практ. сем. литейщиков, Чебоксары, 16-18 июня 1987 г.– Чебоксары: Чуваш. гос. ун-т, 1987. – С. 87-93.
- 4. Спеченные материалы для электротехники и электроники: Справочник / Г.Г. Гнесин, В.А. Дубок, Г.Н. Братерская и др. М.: Металлургия, 1981. 344 С.
- 5. Шалунов Е.П. Жаро- и износостойкие медные гранулированные композиционные материалы с механохимически синтезированными упрочняющими наночастицами ДИСКОМ[®] и высокоресурсная продукция из них //Нанотехника. 2007.–№ 1 (9).– С.69-78.
- Shalunov E.P., Lipatov J.M., Golubyatnikov D.A. Experience of producing semifinished items and ready-mady articles made of oxide and carbide dispersion strengthened powder copper in Russia // Deformation and fracture in structural PMmaterials: Proc. of the Int. conf. «DF PM-99», Pieštany, Slovak Republik, 1999, Sept. 19-22. – Vol. 1. –pp.365-373.
- Shalunov E.P., Dovydenkov V.A., Simonov V.S. Anwendung der hocheffizienten dispersionsgehärteten Werkstoffe auf Pulverkupferbasis in den Teilen von Motoren und Kraftanlagen der Transportmittel // Powder metallurgical high performance materials: Proc. of the 15th Int. Plansee seminar, Reutte, Tirol, 2001, May 28-June 1. – Vol. 4. – pp.126-149.

ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОЙ НАНОСТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Шалунов Е.П., Швелов М.А.

Россия, ФГОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова», г.Чебоксары, Московский пр.,15, E-mail: eshalunov@cbx.ru

RECEPTION OF MATERIALS WITH SUBMICROCRYSTALLINE AND DISPERSION STRENGTHENED NANOSTRUCTURE WITH USE OF REACTIONARY MECHANICAL ALLOYING Shalunov E.P., Shvedov M.A.

It is developed more than 40 types of materials on the basis of copper and aluminium with the various alloying additives, received with use of a method reactionary mechanical alloying in attritors. Research of thin structure of the received materials with of mechanochemically synthesised strengthening particles (carbides, oxides, nitrides, etc.) nanodispersion ($10 \dots 50$ nm) level which have the dispersion strengthened structure is conducted.

Разработка, получение, исследование, промышленное производство и практическое использование наноматериалов, т.е. материалов, размеры структурных единиц которых лежат в пределах до 100 нм [1], являются важнейшими составляющими государственной инновационной программы в области нанотехнологии.

Одним из методов получения наноматериалов является реакционное механическое легирование в мельницах различных конструкций, в частности – в так называемых аттриторах [2].

Однако, как показал наш опыт, без изучения и знания кинетики, механизма и условий образования дисперсных наночастиц, а также субмикрокристаллической структуры в результате реакционного механического легирования, устойчивости получаемых в результате этого структур при различных условиях эксплуатации, не позволяет получать материалы с требуемым комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств.

Поэтому анализ процессов, происходящих при создании данных наноматериалов, разработка технологии их изготовления, стабильность свойств и т.п. является актуальными научными и инженерными задачами.

В Чувашском государственном университете имени И.Н.Ульянова за более чем 30-летний период разработано с использованием метода реакционного механического легирования более 20 типов наноструктурных материалов на основе меди с легирующими добавками (Al, Ti, Cr, Fe, C, O, N) и около 20 материалов на основе алюминия с добавками (Mg, Si, Fe, Ni, Zr, C, O, N и др.).

Основными отличительные признаками, характеризующими эти материалы являются:

- гранулирование материалов осуществляется в процессе обработки исходной смеси порошков шихты в высокоэнергетической шаровой мельнице – аттриторе;
- упрочняющие наночастицы не привносятся в матрицу материала извне, а образуются в его структуре в результате механохимического синтеза при обработке исходной порошковой шихты в аттриторе и дальнейшего технологического передела полученных гранул в полуфабрикат, что обеспечивает этим частицам размеры наноразмерного уровня - 20...40 нм;
- наночастицы образуются в результате механохимического синтеза только легирующих элементов, без участия в нем матрицы материала;
- распределение наночастиц в субмикрокристаллической структуре достаточно равномерное, на расстоянии 250...500 нм друг от друга;
- образующаяся в результате передела гранулята структура содержит субзерна со средним их размером 80...120 нм.
- материалы обладают высокой степенью гетерогенности своей микроструктуры.

Для получения наиболее оптимальных характеристик данных наноматериалов необходимо знать оптимальные режимы их получения на всех технологических этапах:

- выбор порошковой шихты, ее химический состав;
- условия и режимы обработки шихты в аттриторе;
- условия и режимы термической обработки полученного в аттриторе гранулята;
- способы и режимы компактирования гранулята в брикеты;
- схемы, условия и режимы горячей экструзии брикетов в полуфабрикаты.

Были проведены исследования особенностей тонкой структуры объемных наноструктурных материалов. В частности, определено, что упрочнение разработанных материалов системы Cu-Al-C-O осуществляется объемно распределенными в медной матрице частицами γ -Al₂O₃ размерами 20...40 нм со средним расстоянием между ними 250...500 нм. Кроме того, в таких материалах также имеется небольшое количество объемно распределенных наночастиц графита и оксидов меди. Средний размер субзерен указанных материалов составляет 100...130 нм, а плотность дислокаций в субзернах составляет до 9×10^{10} см⁻².

Исследование тонкой структуры объемного наноструктурного материала системы Al-C-O показало, что матрицей данного материала является чистый алюминий, упрочненный тугоплавкими наночастицами – оксидами Al_2O_3 и карбидами Al_4C_3 – со средним их размером 28 нм. Рентгенофазовым и химическим анализами выявлено, что содержание Al_2O_3 в материале составляет 3,0...3,2% масс., Al_4C_3 - 14...15% масс. Данный материал имеет достаточно хорошо развитую субзеренную структуру с большой степени полигонизации.

Рассматриваемые в данной работе наноструктурные материалы с механохимически синтезированными упрочняющими частицами наноразмерного диапазона относятся к классу дисперсно-упрочненных материалов. Упрочняющие частицы (карбиды, оксиды, нитриды и др.) являются термодинамически стабильными с высоким модулем сдвига.

На основании проведенных, на протяжении многих лет исследований можно считать доминирующим упрочняющим фактором в этих материалах не субзерна, а механически синтезированные дисперсные наночастицы, которые препятствуют движению дислокаций, закрепляют и стабилизируют поверхности границ зерен, т.е. тормозят их рост, вплоть до температур плавления материала [4, 5]. Все это обеспечивает дополнительное повышение физикомеханических свойств данных материалов как при нормальных, так и при повышенных температурах.

В целях подтверждения того, что вышеуказанные материалы имеют, действительно, практическое значение для потребителей высокоресурсной продукции из них, следует отметить, что в России с начала 90-х годов прошлого века созданы четыре производства, на которых произведено более 3000 тонн различных полуфабрикатов из этих материалов (прутки, полосы, трубы, профили и т.д.). Из них было изготовлено более 15 млн. штук различных высокоресурсных изделий, 70% которых было экспортировано в США, Италию, Германию, Австрию, Китай и другие страны. Представляется, что это является лучшим подтверждением тому, что описанные выше наноструктурные материалы являются востребованными не только в целях науки, но и, главное, в целях практической реализации вышеуказанной программы в области развития нанотехнологий в России.

Литература:

- 1. Ruhle M.//J/ Surface Analysis. 1997/ Vol. 3. pp. 157-177.
- 2. Патент РФ 2116370. Способ получения дисперсно-упрочненных материалов на основе меди / Е.П. Шалунов. Заявл. 27.03.1997.
- 3. Шалунов Е.П. Жаро- и износостойкие медные гранулированные композиционные материалы с механохимически синтезированными упрочняющими наночастицами ДИСКОМ[®] и высокоресурсная продукция из них //Нанотехника. 2007.–№ 1 (9).–С.69-78.
- 4. Einfluss der Herstellungsbedingungen auf die Eigenschaften von Al-Al₄C₃-Werkstoffen /

E. Schalunov, M. Slesar, M Besterci, H. Oppenheim, G. Jangg // Metall. – Nr.6, 1986. – S.601-606.

5. Алюминиевые гранулированные композиционные материалы с механохимически синтезированными упрочняющими наночастицами ДИСКОМ[®] / Е.П. Шалунов, А.Л. Матросов, М.А. Шведов, В.М. Смирнов, Я.М. Липатов //Нанотехнологии – производству – 2006: Тр.междунар.научн.-практ.конф., Фрязино, 29-30 ноября 2006г.-М.:«Янис-К», 2006.-С.26-34.

VII. СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

MODIFICATION OF THE ADHESION PROPERTIES OF MOLYBDENUM THIN COATINGS ON TINI SURFACE BY ION-BEAM EFFECT Lotkov A.I., Prozorova G. V, Meysner L.L.

Russia, Institute of physics of fastness and materials technology of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, allli@ispms.tsc.ru

TiNi and alloys on its ground have found wide application in medicine, since possess good biomechanical compatibility with human body tissues. However presence of a significant amount of atoms Ni in these alloys forces to search for building means in samples of the superficial barrier layers hindering an ion yield of metals on biomedium. It is obvious, that such barrier layers should possess high parameters of adhesion and a corrosion stability.

The purpose of the yielded article is study of morphology, a roughness, the adhesion properties of a thin plating from molybdenum on surface TiNi and regularities of their change in effect of effects by streams of ions of silicium of medial energies with various fluences.

As a stuff-substrate alloy $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ (further - TiNi) is selected. For saving in samples after drawing of coatings of functional properties at the level corresponding to initial parameters, prestressly selected widths of coatings from molybdenum compounded 200 nanometers and 400 nanometers (further 200Mo/TiNi and 400Mo/TiNi, accordingly). Coatings were plotted on a surface of samples by magnetron sputtering and, further, the bunch of samples 200Mo/TiNi exposed to implantation by ions of silicium with fluences 0.5×10^{17} sm⁻² and 1×10^{17} sm⁻².

Exploration of morphology of a surface, roughness and character of shattering of coatings made with use of optical and raster-type electron microscopy. The assaying of element makeup of samples TiNi with coatings made a method electron Auger - spectroscopy (EAS). For a quantitative assessment of parameters of adhesion used methods of a direct tear or shear of coating concerning the substrate [1]. For a bond test of coatings and mechanical characteristics of stuffs used a scratch-test. A adhesive strength of coating with the substrate evaluated under the formula:

$$P_{adh} = \frac{F_{adh}}{D \cdot \mathcal{G}}$$
(1),

where D - breadth of a scratch mark,

$$D = \begin{cases} D_0 = 2\sqrt{2Rh - h^2}, h \le h^* \\ D_V = 4.95(h + H), h \ge h^* \end{cases}$$
(2)

 $h \approx 1,5$ microns - the parameter bundled to the geometrical shape of an indenter [2], H = 1,57 microns - height, on which indenter frustum of a cone, v - travelling speed of an indenter on a surface of the sample, F_{adh} - a adhesive force:

$$F_{adh} = F_H - F_{fr}$$
 (3),

 F_H - normal force of loading for indenter, F_{fr} - a friction force arising at driving of an indenter on a surface of the sample.

Profiles of allocation of elements on depth from a surface in samples TiNi with coatings of various width from Mo have displayed, that besides skin (*the layer I*), almost one-component cathode consisting of a cathode (Mo) with the minimum contents C and O, in all bunches of samples is available a transitive layer (*a layer II*) with the heightened contents C and O. Profiles allocations of these elements on depth *of a layer II* are featured by curves with a maximum. According to EAS data, a bed depth *I* (with $\Box 100$ at. % of the deposited element) compounded for Mo ~170 nm and ~480 nm, for Mo with implanted Si a dose 0.5×10^{17} sm⁻² of ~185 nm, accordingly.

Images in the raster-type electron microscope of ranges of a fracture initiation of coatings at scratching have displayed, that coatings from Mo practically did not exfoliate on all stretching of a scratch mark, but the coatings modified by ions Si exfoliated from the substrate at first particulate, and then completely.

From comparison of curves of change of adhesive force F_{adh} at increase of a load at an indenter at scratching it is revealed, that coatings from Mo differ higher adhesion strength, than the coatings modified by ions Si.

In table 1 data according to critical adhesive strength P_{adh} with the TiNi-substrate of initial coatings from molybdenum and the coatings modified by an ion beam are cited, that is value P_{adh} at which formation of the first fractures is observed or the flaking of fields of coatings begins.

Adhesion strength parameters	200(400)Mo/TiNi	200Mo/TiNi- Si(0,5×10 ¹⁷ sm ⁻²)	200Mo/TiNi- Si(1×10 ¹⁷ sm ⁻²)
Distance from a kickoff of a scratch mark to a tear point, x (mm)	10	2,08	1,29
Critical force of a load, F_H (H)	6	1,28	0,85
Friction force, $F_{fr}(H)$	1,45±0,03	1,85±0,05	0,27±0,03
Coefficient of friction, k_{TP}	0,27±0,01	0,52±0,02	0,55±0,01
Critical adhesive force, F_{adh} (H)	4,48±0,02	3,20±0,02	0,6±0,03
Critical adhesive strength, P_{adh} (MPa)	740±10	420±10	330±15

Table 1. Value of parameters of the adhesion strength calculated for coatings from Mo and the same coatings modified by ions Si on the substrate from TiNi under formulas (1) - (3).

Thus, it is displayed, that the ionic paravariation of coatings from molybdenum on TiNi with use of ions of silicium result ins to dipping of an adhesion strength of such coatings that it is necessary to consider at use of silicium for chemical activation of a surface.

The literature

[1] V.A. Belous, V.M. Lunev, V.C. Pavlov, A.K. Turchina. Questions of atomic science and technique. 89 (2006) 4.

[2] G.V. Prozorova, A.I. Lotkov, L.L. Meysner, A.A. Neyman. 9th International conference on modification of materials with particle beams and plasma flows. 2008.

WEAR RESISTANCE OF ULTRA HIGH MOLEGULAR WEIGHT POLYETHYLENE AFTER AIB_x ION IMPLANTATION Poowadin T.¹, Panin S.V.^{1,2}, Sergeev V.P.², Ivanova L.R.², Kornienko L.A.^{2,3}

¹Tomsk Polytechnic University, Mechanical Engineering Department ²Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, svp@ispms.tsc.ru

³Russian Materials Science Center, Tomsk, Russia

Ultra high molecular weight polyethylene (UHMW-PE) specimens were treated by Aluminum boride (AlB_x) ion implantation up to $2*10^{17}$ ions cm⁻², in order to estimate the effect of the ion dose variation onto wear resistance and surface hardness of the modified specimens. In this work, we also interested in improvement of UHMW-PE properties by preliminary mechanical activation. The modified specimens were examined in terms of wear resistance by the "block-on-roller" wear tests and compare with pure UHMW-PE. Studies revealed that hardness of the surface layer increased slightly due to the AlB_x ion implantation dose is increased. Also, the AlB_x ion implantation resulted in good wear resistance at the steady-state stage and increased it up to 2.7 times compared with the pure UHMW-PE.

Ultra high molecular weight polyethylene (UHMW-PE) is a subset of the thermoplastic polyethylene. It has extremely long chains, with molecular weight numbering in the millions, usually between 2 and 6 million. Nowadays, improvement of UHMW-PE properties can be achieved by chemical or by radiochemical reactions such as Laser surface treatment, Plasma treatments, Gamma and electron beam radiation treatment, and Ion implantation treatment. Different techniques have their own advantages and the choice of the surface modification method depends on particular needs. Ion implantation is one of the most effective techniques to increase wear resistance of UHMW-PE due to its low-temperature processing which make the treatment suitable for low melting materials such as polymers. Besides ion implantation technique seems to be good candidate to modify the surface of polymeric materials.

Increase of strength and wear resistance of polymeric materials by means of mechanical activation in planetary mill that provides uniform distribution of powder UHMW-PE. We can refer to investigations carried out by Prof. V.Poluboyarov in Novosibirsk (ISCMC SB RAS), Dr. G.Selyutinin Krasnoyarsk (ICCT SB RAS), Prof. A.Okhlopkova in Yakutsk (IPOG SB RAS), etc.[2] AGO-2 planetary mill was employed in most of the researches reported in the literature [2].

In this work the AlB_x ion implantation has been used to modify the surface of UHMW-PE specimens. We study dependence of the influence of different rate ion implantation on wear resistance of UHMW-PE specimens formed by hot pressing.

UHMW-PE powder with molecular weight of $2.6*10^6$ g/mol was used in this study. The mechanical activation of UHMW-PE was performed by industrial planetary mill "MP/0.5x4" within 20 minutes. Steel balls with the diameter of 8 mm were used for the treatment. Then several methods were used to prepare the specimens, compression pressure of 10 MPa by compression machine "MC-500". Exposure time at temperature of 190°C made 120 min. Specimens cooling were realized in the mould at cooling rate of 3–4°C/min. The specimens of rectangular shaped plates of $55\times60\times5$ mm. Specimens were performed by the AlB_x ion implantation under the 60 kV accelerating voltage in vacuum chamber with residual pressure 1*10⁻³ Pa by the "DIANA" vacuum-arc impulse ion source at the 50 Hz frequency of current pulses, 250 µs of its duration, while the ion doses varied from $0.5*10^{17}$ up to $2*10^{17}$ cm⁻², the treatment temperature was controlled at the rate of below 70°C.

Wear tests were performed with the use of friction machine "SMT-1". Tests were run without lubrication according to the "roller-block" scheme shown in the fig.1. Specimen size made $8 \times 10 \times 5$ mm, the roller diameter was 62 mm, revolution rate – 100 rpm under loading of 160 N. The test lasted for 3 hours. The friction track area of the specimen was analyzed with shooting photographs by optical microscope "Carl Zeiss Stemi 2000–C" and by friction trace area measuring with the software "Rhinoceros version 3".



Figure 1. Scheme of wear tests "block on roller" (P indicates direction of application of external load, ω indicates direction of roller revolving.)

The effect of different dose of AlB_x ion implantation on wear resistance of UHMW-PE is shown in Fig. 2a. At steady-state stage, wear intensity of specimen with ion dose of $2*10^{17}$ cm⁻² and $0.5*10^{17}$ cm⁻² look similar being smaller than ones of specimens with the dose of $1*10^{17}$ cm⁻² and pure UHMW-PE respectively. The highest wear resistance is characteristic feature for specimen with ion dose of $2*10^{17}$ cm⁻² that is 2.5 times higher in contrast with pure UHMW-PE specimen.

The effect of varying the doses of AlB_x ion implantation on wear resistance of mechanical activation treated UHMW-PE specimens is presented in Fig. 2b. It is seen that at steady-state stage decrease of wearing at the dose of $0.5*10^{17}$ cm⁻² is less than one at the higher doses of $2*10^{17}$ cm⁻², $1*10^{17}$ cm⁻² as well as for specimen without the irradiation (UHMWPE + MA20 min). The highest wear resistance at ion dose of $0.5*10^{17}$ cm⁻² was up to 2.3 times higher as compared with UHMW-PE MA 20 min. and up to 2.7 times higher in contrast with pure UHMW-PE.



Figure 2. Wear resistance of treated UHMW-PE specimens with different dose of AlB_x ion implantation. (a) pure UHMW-PE. and (b) mechanical activation treated UHMW-PE

The effect of the AlB_x ion implantation on the surface hardness and friction coefficient of UHMW-PE is shown in Table. 1. It is seen that the AlB_x ion implantation can significantly increase the surface hardness of UHMW-PE. Shore A hardness also increases gradually at increasing of the implantation dose. The highest surface hardness was obtained at ion dose of $2*10^{17}$ cm⁻². The friction coefficient at initial state (without treatment) is 0.173 and friction coefficients are increased extremely after implantation. The highest friction coefficient was obtained at ion dose of $0.5*10^{17}$ cm⁻².

Specimens	Density (g/cm ³)	Ion Dose (x 10^{17} cm ⁻²)	Hardness (shore A)	Friction coefficient (µ)	
UHMWPE	0.9198	-	98.07	0.173	
UHMWPE + AlBx 0.5	0.9295	0.5	98.63	0.554	
UHMWPE + AlBx 1	0.9260	1	98.87	0.501	
UHMWPE + AlBx 2	0.9200	2	98.97	0.518	
UHMWPE + MA20	0.9275	-	98.62	0.158	
UHMWPE + MA20 + AlBx 0.5	0.9200	0.5	98.71	0.509	
UHMWPE + MA20 + AlBx 1	0.9200	1	98.85	0.465	
UHMWPE + MA20 + AlBx 2	0.9292	2	99.05	0.483	

 Table 1 Influence of ion implantation and mechanical activation onto mechanical properties of UHMWPE

The AlB_x ion implantation has been used to modify the surface of UHMW-PE specimens. At the steady-state stage, wear of UHMW-PE was mostly reduced at ion implantation dose of $0.5*10^{17}$ cm⁻². The friction coefficient was increased extremely after implantation. The surface hardness was slightly increased when implantation dose was increased. Elevation of surface hardness was not due to structural changes but mainly due to surface layer deposited by AlB_x ion implantation. According to this study AlB_x ion implantation is effective for treatment of UHMW-PE and can increase its surface hardness in case of increase the implantation dose. AlB_x ion implantation provides good wear resistance at the steady-state stage. In addition preliminary mechanical activation for 20 minutes can slightly improve wear resistance for ion implanted UHMW-PE specimens.

Reference

[1] C.M. Rimnac and S.M. Kurtz, Ionizing radiation and orthopaedic prostheses, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 236 (2005). P. 30-37.

[2] Patent of USSR № 975068. Planetary mill. / Avvakoumov E.G., Potkin A.R., Samarin O.I., et.al, 1982, № 43.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ МИКРОДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ Алехин В.П., Алехин О.В.

Московский государственный индустриальный университет

THE PHYSICAL CHARACTERISTICS OF PLASTIC MIKRODEFORMATSII THE SURFACE LAYERS OF MATERIALS AND TO OBTAIN NANOCRYSTALLINE STRUCTURE Alyokhin V., Alekhin O.

Moscow State Industrial University

The analysis of the basic physical factors and causes of various forms of obtaining the gradient of the density of dislocations at the free surface. Outlines the physical mechanisms responsible for strain differences surface and bulk layers of material as above and below the temperature threshold of brittleness. The main mechanisms mikrodeformatsii crystals with high relief Παŭepπca.

Проведен анализ основных физических факторов и причин получения различных форм градиента плотности дислокаций у свободной поверхности. Изложены физические механизмы, ответственные за различия деформации приповерхностных и объемных слоев материала, как выше, так и ниже температурного порога их хрупкости. Изложены основные механизмы микродеформации кристаллов с высоким рельефом Пайерлса.

Приведены результаты термоактивационного анализа (оценка величин энергии активации и активационного объема) для ОЦК металлов и систем с алмазоподобной решеткой (кремний, германий).

Показано, что при ультразвуковой упрочняющей обработке, когда число ударов на 1 мм² может достигать значений 5000-7000 образуется нанокристаллическая структура с размером зерна 3-10 нм, что показано методом электронной микроскопии высокого разрешения с увеличением 1 миллион (рис. 1).





Рис.1. Нанокристаллическая структура на стали 4X5МФ1С после ультразвукового упрочнения, выявленная методом электронной микроскопии высокого разрешения (×10⁶)

Рис. 2. Изменение микротвердости HRC вала прокатного стана от поверхности в глубину h на стали 4X5MФ1C

Такая структура наблюдается на глубине 15-20 мкм от поверхности. На глубинах порядка 250-300 мкм наблюдается субмикрокристаллическая структура. При этом наблюдается возрастание твёрдости по Роквеллу с 44-46 до 62 (рис. 2). При этом уровень внутренних сжимающих напряжений, определённый рентгеновским методом, составляет 800-850 МПа на глубине до 150 мкм от

DFMN-2009

поверхности (рис. 3), а предел усталостной прочности на базе 107 циклов увеличивается почти в 2 раза с 650 МПа до 1150 МПа (рис. 4). Причём такая нанокристаллическая структура с высоким уровнем физико-механических свойств может быть получена на больших массивных деталях типа вала прокатного стана диаметром 800 мм, длинной 1500 мм, весом 5200 кг.



3. Рис. напряжений σ, МПа от свободной поверхности стали 4Х5МФ1С. ●- До УЗО ■-После УЗО в глубину стали 4Х5МФ1С. ∎- До УЗО •-После УЗО

Распределение остаточных Рис. 4. Кривые усталостной прочности

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Ni-Cr НА СТАЛЬНУЮ ПОДЛОЖКУ И МОДИФИКАЦИИ ИХ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОННЫМ ОБЛУЧЕНИЕМ

Алонцева Д. Л.

Казахстан, Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева, DAlontseva@ektu.kz, dalontseva@mail.ru

THE STUDY OF USING PLASMA TECHNOLOGIES FOR THE DEPOSITION OF Ni-Cr BASED COATINGS ON STEEL SUBSTRATE AND MODIFICATION OF THEIR PROPERTIES BY ELECTRON - BEAM IRRADIATION

Alontseva D.L.

This paper discusses some issues of modification by electronic irradiation of the structure and mechanical properties of Ni-Cr base coatings deposited by a plasma jet onto the steel substrate. The main methods of structure investigation used are: metallography, topography by atomic force microscopy (AFM), scanning electronic microscopy (SEM) with energy dispersion analysis (EDS), transmission electronic microscopy (TEM), Electron Spectroscopy for Chemical Analysis (ESCA), X-Ray Fluorescence Spectroscopy, X-Ray Diffraction Analysis (XRD), micro-hardness measurement and corrosion tests. It was found that mechanical properties of the coatings correlate to their structure-phase state. The mechanical characteristics of the coatings improved after their modification by means of electronic beam irradiation. The paper indicates the areas of prospective industrial application of the coatings treated according to the stated technology.

Технологии нанесения покрытий и модификации поверхности воздействием высокоскоростных плазменных струй достаточно широко применяются в промышленности настоящее время, в том числе и для создания наноструктурированных покрытий. В частности, на Международной выставке нанотехнологий «Nano-Tech'09» (февраль 2009 г., Токио, Япония) были широко представлены оборудование и методики технологии плазменной обработки поверхности. В настоящей работе представлены и проанализированы новые экспериментальные результаты исследования структурно-фазового состояния покрытий из промышленных композитных порошков ПГ-10H-01, ПГ-19H-01 и ПГАН-33 (Russia standard), нанесенных плазменной структуры использовалось оборудование инженерной лаборатории ВКГТУ им. Д. Серикбаева (Усть-Каменогорск, Казахстан) и лабораторий JEOL Ltd. и JEOL DATUM Ltd. (Токио, Япония).

Цель работы: экспериментально проверить предположение о возможности формирования упорядоченных наноструктур в данных покрытиях. На основе анализа новых экспериментальных результатов установить взаимосвязь механических свойств покрытий с их структурно-фазовым состоянием и дать конкретные рекомендации по выбору режимов нанесения покрытий из данных материалов, чтобы покрытия имели хорошую адгезию к подложке, были коррозионно-стойкими и твердыми. Указать область возможного промышленного использования покрытий, обработанных по данным технологиям.

Материал и методы эксперимента. В плазменно-детонационной установке «Импульс-6» на подложке из нержавеющей стали 3 (Fe – основа, C - 0.25 %, Mn - 0.8 %, Si - 0.37 %, P < 0.045 %) формировались защитные покрытия толщиной от 80 до 300 мкм из порошковых сплавов. Для нанесения покрытий использовали порошки на основе Ni-Cr: ПГАН-33 (Ni-och.; Cr -22...24%; Mo-4%; В-2%; Si-2%; W-1%); ПГ-10Н-01 (Ni- основа; Cr - 14...20 %; В - 3,5 %; Si - 4,3 %; Fe - 7 %; С - 0,8 %) и ПГ-19Н-01 (Ni-och.; Cr -8...14%; B-2,3%; Si-1,2-3,2%; Fe-5%; С-0,5%). Для напыления применялся порошок с размером фракций от 56 до 260 мкм. В качестве материала подложки использовались стальные образцы размером 20х30х2 мм³, поверхность которых предварительно подвергалась пескоструйной обработке. Порошковые покрытия осаждались при следующих режимах импульсноплазменного напыления: расстояние от образца до среза сопла плазмотрона 60 мм, скорость перемещения образца 360 мм/мин, частота следования импульсов свыше 4 Гц, расход порошка 21,6 г/мин, емкость конденсаторной батареи 800 мкФ. Длительность импульса 0,6 мс. В качестве горючих и плазмообразующих газов использовали пропан, кислород и воздух. Материалом эродирующего электрода плазмотрона был выбран Мо. Облучение образцов со стороны покрытий проводили в вакууме сильноточным электронным пучком на источнике «У-212» с ускоряющим напряжением 30 кВ в непрерывном режиме. Нанесение покрытий и их оплавление произведено в институте электросварки Е.О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина).

Исследования структуры поверхности и морфологии проводили методами сканирующей электронной микроскопии на JSM-6390LV («JEOL», Япония) с приставкой энергодисперсионного анализа INCA ENERGY («OXFORD INSTRUMENTS», Великобритания). Топографию поверхности исследовали на атомно-силовом микроскопе JSPM-5200 («JEOL», Япония). Для определения элементного состава покрытия и подложки применяли рентгенофлуоресцентный спектральный анализ с использованием рентгеновского спектрометра JSX-3100RII («JEOL», Япония) и спектрометр СРВ-1 («Техноаналит», Казахстан). Изменение химического состава покрытий по глубине исследовали методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии на JPS-9010MC («JEOL», Япония), покрытие травили в вакууме ионами Ar на глубину 12 нм. Для изучения структурно-фазового состава покрытий применяли рентгеновский дифрактометр X'Pert PRO («PANalytical», Нидерланды). Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводили на JEM-2100 («JEOL», Япония). Исследовали фольги из покрытия ПГ-19Н-01, предварительно механически утоненные и протравленные аргонными пучками до образования сквозного отверстия на установке PIPS (Gatan, Япония). Металлографическое исследование подложки проводили на инвертированном фотомикроскопе отраженного света Neophot-21 («Carl Zeiss», Германия). Испытания на микротвердость проводили на приборе ПМТ-3 (ЛОМО, Россия) при нагрузках на индентор 2; 5; 10 Н. Для проведения коррозионных испытаний использовали потенциостатический метод, оценивая скорость коррозии в соленой воде.

Результаты эксперимента. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа покрытий представлены в таблице 1. Наблюдалось различие в составе покрытий по глубине от поверхности. Таблица 1. Экспериментальные результаты рентгеноструктурного фазового анализа состава

Покрытие	Фазовый состав, тип и параметры	Фазовый состав, тип и параметры
	решетки (Å) фаз покрытия до	решетки (Å) фаз покрытия после
	электронного облучения	электронного облучения
ПГ-19Н-01	FeNi _{3, примитивная кубическая,}	CrO ₂ , тетрагональная,
	<i>a</i> =3.5450	<i>a</i> =4,4210, b=4,4210,c= 2,9160
	Cr. Ni. $\Gamma IIK q=3.5400$	СгNi ₃ ,ГЦК, <i>a</i> =3,5520
	$E_{2}S_{2}$	Сr ₃ Si, ОЦК, <i>a</i> =4,5640
	r = 5, 000 h = 2,2510 s = 5,7570	Fe ₇ Ni ₃ примитивная кубическая <i>a</i> =2,8610
	a = 5,7000, b - 5,5510, c - 5,7570	A V
ПГ-10Н-01	Ni, ГЦК, <i>a</i> =3,5260	Сг-Ni-Fe-С, ГЦК, <i>a</i> =3,6000
	Fe, ОЦК, <i>a</i> =2,8707	Fe, ОЦК, <i>a</i> =2,8860
		FeO · Cr_2O_{3} , $\Gamma \amalg K$, $a=8,3440$
ПГАН -33	Ni, ГЦК, <i>a</i> =3,5350	Ni, ГЦК, <i>a</i> =3,5350
	Fe, ОЦК, <i>a</i> =2,8670	Fe, ОЦК, <i>a</i> =2,8664
		Мо ₂ С, гексагональная,
		a=3,0029, b=3,0029, c = 4,7290
		Fe _{0.9646} O, ГЦК, <i>a</i> =4,3007

покрытий ПГ-19Н-01, ПГАН 33 и ПГ-10Н-01.

Экспериментально установлено, что нанесение порошковых покрытий ПГ-10Н-01, ПГ-19Н-01 и ПГАН-33 плазменно-детонационным методом с последующей обработкой поверхности электронным пучком по указанным режимам, приводит к формированию многофазных плотных покрытий с интерметаллидными упрочняющими соединениями (таблица 1). Оплавление покрытия электронным пучком приводит к перераспределению элементов, составляющих покрытие и подложку, к повышению коррозионной стойкости в морской воде, скорость коррозии составляет соответственно *i_{корр}*(подложка)=3,7 мм/год и *i_{корр}* (покрытие)=2,2 мм/год. Улучшения достигаются как за счет фазовых преобразований, так и за счет сглаживания шероховатостей поверхности покрытия при оплавлении и уменьшения пористости покрытий. Данные покрытия обладают высокой твердостью, порядка 5 ГПа. Поэтому покрытия из ПГ-10Н-01, ПГ-19Н-01 и ПГАН-33 можно использовать для защиты запорной арматуры, изделий, работающих в агрессивных средах, а данные технологии можно рекомендовать для внедрения в промышленность. Рекомендуется набирать требуемую толщину покрытия за один проход плазменной струи с порошком покрытия. Проделанный анализ образующихся структур методами ПЭМ пока не позволяет дать однозначного ответа на вопрос о том, формируются ли в данных покрытиях упорядоченные наноструктуры. Для достоверных утверждений не набрана достаточная статистика. В настоящее время образцы интенсивно исследуются, результаты эксперимента будут представлены в ближайшее время.

МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИТЫ NI₃AL-MO И TIAL-NB: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА

Антонова А.В., Поварова К.Б., Дроздов А.А.

Россмя, Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова Российской академии наук E-mail: povarova@ultra.imet.ac.ru

MULTILAYER COMPOSITES NI₃AL-MO AND TIAL-NB: THE TECHNOLOGY PREPARATION, STRUCTURE, PROPERTIES. MULTILAYER Antonova A.V., Povarova K.B., Drosdov A.A.

The specific features of the preparation of the Ni_3Al -Mo and TiAl- Nb multilayer laminated composite material by severe hot and cold deformation and its structure and some properties have been studied.

Создание жаропрочных, жаростойких слоистых композиционных материалов (СКМ) нового типа на основе интерметаллидов (ИМ) с повышенной пластичностью необходимо для получения панелей сложного профиля, сотовых панелей и других силовых деталей конструкций современных летательных аппаратов, где требуются материалы, способные работать при температурах не ниже рабочих температур традиционных среднелегированных никелевых суперсплавов и титановых сплавов, но более легких и стойких против газовой коррозии при рабочих температурах, чем указанные традиционные сплавы. СКМ, в которых чередуются слои легких ИМ со слоями более тугоплавкого и прочного материала (пара Ni₃Al-Мо) или вязкой, тугоплавкой и прочной структурной составляющей (пара TiAl-Nb), являются интересными с практической и теоретической точки зрения модельными материалами. Мо (температура плавления $T_{mn} = 2620^{\circ}$ C, плотность $\rho = 10,2$ г/см³,) и Nb ($T_{mn} = 2460^{\circ}$ C, $\rho = 8,57$ г/см³,) нуждаются в защите от окисления, тогда как легкие, но менее жаропрочные Ni₃Al и TiAl ($T_{nn} = 1395$ и 1447°C, $\rho = 7,3$ и ~3,8 г/см³ соответственно) обладают высокой стойкостью к окислению и не нуждаются в защитных покрытиях. Создание многослойных КМ нового типа на основе легкого ИМ, содержащих вязкую металлическую составляющую (ВМС), является также попыткой сочетать в одном материале жаропрочность и жаростойкость легированного ИМ и повышенные характеристики низкотемпературной пластичности ВМС - металлов с неупорядоченной ОЦК и особенно ГЦК кристаллической структурой, находящихся в равновесии со сплавами на основе ИМ. Однако, проведенные ранее исследования показали, что нельзя стабилизировать в равновесии с у-TiAl вязкие твердые растворы на основе ГЦК металлов VII и I групп периодической системы элементов, а из легких ОЦК металлов наиболее перспективным материалом ВМС является более прочный и тугоплавкий Nb, сопротивление деформации которого соизмеримо с таковым для особолегкого сплава на основе γ-TiAl.

В настоящей работе изучали особенности технологического процесса получения методами интенсивной горячей и холодной деформации многослойных СКМ Ni₃Al-Mo и TiAl-Nb из полуфабрикатов, представляющих собой листы (ленты) толщиной 0,1-0,2 мм (Mo, Ni₃Al), 0,5 мм (Nb), и пластин литого TiAl (γ-TiAl+10 об. % α₂-Ti₃Al) толщиной 4 мм. Собирали пакеты из чередующихся карточек: Ni₃Al (25 шт.) + Mo (28 шт.) и TiAl (6 шт.) + Nb(5 шт.), которые подвергали горячему изостатическому прессованию (ГИП) в стальных оболочках (при T=1175-1200°C P=150 МПа, τ=2,5 ч). Пакет Ni₃Al-Mo после ГИП подвергали горячей прокатке (ГП), не снимая стальной оболочки капсулы, при температуре 1050...950°С до толщины 2,3 мм (ε=80,8 %), после чего проводили холодную прокатку (ХП) до 0,5 мм (ε=95,8 %) без промежуточных отжигов, подвергали отжигу при ГИП при T=1200°C, P=150 МПа и т=2,5 ч и снова ХП до толщины 0,22 мм (ε=98,2 %). Попытка продеформировать ГИП – заготовку TiAl-Nb (размер ~ 27х50х33 мм) по той же технологии (ГП непосредственно после ГИП) дала отрицательный результат: произошел сдвиг карточек при задаче в валки при ГП, в результате чего заготовка разрушилась после нескольких проходов. Большая высота заготовки объясняется использованием довольно толстых пластин, вырезанных из слитков сплава TiAl, поскольку технология получения листа или ленты из TiAl не разработана. В связи с этим была предложена другая технология. Пакет TiAl-Nb, полученный ГИП, подвергали осаживанию при горячей изотермической штамповке (ГИШ) при T=1170°C, P=150 H/мм², т=2,5 ч до размера ~ 10х60х75 мм, что позволило уменьшить высоту заготовки под прокатку и улучшить соотношение размеров высоты к ее длине и ширине. Полученную ГИП + ГИШ заготовку (не снимая стальной оболочки капсулы) прокатывали в 12 проходов с промежуточным отжигом (нагрев под прокатку при 1200°С, т=15 мин., отжиг при 1050°С, т=3-5 мин. Толщина прокатанной пластины составила ~ 3 мм, суммарная величина обжатия ~ 77 %.

В СКМ Ni₃Al-Mo уже на первых стадиях получения образуется прочная связь между слоями, межфазная граница свободна от промежуточных фаз. По данным РФА и МРСА взаимодействие между компонентами СКМ при диффузионной сварке в процессе ГИП и ГП осуществляется в соответствие с тройной диаграммой состояния системы Ni₃Al-Mo: в зоне контакта образуются твердые растворы с переменной растворимостью по ширине: в у'-Ni₃Al растворяется до ~ 6-7 ат. % Мо, в Мо растворяется до <1.8 Ni и \sim 5 ат. % Al. Испытания на изгиб при комнатной температуре (КТ) показали, что пластины СКМ толщиной 2,3 (ГП), 0,5 мм (ХП+ГИП) и 0,22 мм (ХП) обладают запасом пластичности и могут быть изогнуть без разрушения при КТ на угол 55°, 20 и 60°. Предел прочности на изгиб составляет 1050 ± 50 МПа. Более высокое сопротивление деформации слоев Мо, чем слоев Ni₃Al, при температуре ГП, которая для Мо составляет 0,45 Т_{пл} (К) и является температурой теплой деформации, а для Ni₃Al составляет 0, 76 T_{пл} (K) является температурой горячей деформации, приводит к неоднородности деформации разных слоев при ГП: слои Мо приобретают «волнистое» строение вплоть до их смыкания и образования «ячеек», сохраняя практически одинаковую толщину, тогда как слои сплава Ni₃Al «выдавливаются» между слоями Мо, образуя регулярную структуру из чередующихся утолщений и утонений поперек направления прокатки (параллельно образующей прокатных валков), не изменяя целостности материала.

В прокатанных листах СКМ TiAl-Nb толщиной ~ 3 мм, полученных методом $\Gamma U\Pi + \Gamma U \Pi + \Gamma \Pi$, образуется промежуточный диффузионный слой между слоем матрицы на основе TiAl и слоем Nb марки Нб1. Диффузионный слой представляет собой по данным РФА и МРСА два твердых раствора: твердый раствор на основе фазы α₂-Ti₃Al с переменным содержанием от 5 до 20 ат. % Nb и твердый раствор на основе Nb, легированный до 15-20 ат. % Ті и до 28-30 ат. % Al (что согласуется со строением диаграммы состояния системы Ti-Al-Nb при использованных температурах). Толщина промежуточного диффузионного слоя составляет 13-17 мкм. Толщина слоя Нб1 составляет ~60-100 мкм. Толщина слоя матрицы на основе TiAl составляет ~300-500 мкм, матрица имеет дуплексную микроструктуру с размером зерна ~5-25 мкм и ламельным параметром ~0,6 мкм. В данных СКМ промежуточный диффузионный слой имеет четкую границу как с TiAl, так и с BMC из ниобия марки Hб1. Al и Ti проникают в наружный слой Nb, образуя твердый раствор на основе Nb. К (γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al) слою на основе TiAl прилегает слой твердого раствора на основе фазы α2-Ti3Al, в котором растворяется до 20 ат.% Nb. В данных заготовках наблюдается прочная связь между слоями, дефекты на межфазных границах отсутствуют. Образование в исследованных СКМ промежуточного слоя на основе фазы α_2 -Ti₃Al, особенно легированного ниобием, не должно ухудшать характеристики жаропрочности и пластичности, поскольку состав слоя приближается к известным α₂-сплавам.

Таким образом, на модельных образцах TiAl-Nb и Ni₃Al-Mo опробован технологический процесс получения многослойных СКМ разнородных материалов ИМ - *Me*, где ИМ – жаростойкий интерметаллид с упорядоченной кристаллической ГЦК или ГЦТ кристаллической решеткой, а *Me* – тугоплавкий металл с неупорядоченной ОЦК кристаллической решеткой, нуждающийся в защите от окисления. Показано, что использование исходных материалов в виде плоских карточек (пластина, лист, фольга) позволяет получать методом ГИП в стальных оболочках многослойные заготовки, пригодные для дальнейшей деформации. В зависимости от высоты заготовки, которая определяется толщиной использованных карточек исходных материалов, эти ГИП - заготовки могут быть продеформированы путем ГП и последующей ХП или нуждаются в предварительном осаживании при ГИШ для достижения соотношения высоты и площади, обеспечивающих предотвращение сдвига карточек ГИП – заготовки при прокатке.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ГРАФИТ НА ОСНОВЕ БОРИДА ЦИРКОНИЯ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ Баньковская И.Б., Коловертнов Д.В., Саликова А.П.

Россия, Институт химии силикатов им. И. В. Гребенщикова РАН, inbankov@isc1.nw.ru

HIGH TEMPERATURE COATINGS FOR CARBON ON THE BASE ZIRCONIUM BORIDE MODIFIED BY NANOPARTICLES I.B.Ban'kovskaya, D.V.Kolovertnov, A.P.Salikova

The use of oxygen-free amorphous refractory compounds as the base for the new heat-resistant materials and coatings is of significant importance. In this connection was performed the research on high-temperature synthesis of composite materials using the method of solid-phase chemical reactions to obtain samples in systems: zirconium boride – silicon-containing compound.

Synthesis conditions were determined for the two types of composites. First, the ones with the amorphous matrix distributed over the entire volume (homogeneous with respect to density). Second, those having a dense shell with a non-oxidized inner layer. Several mechanisms have been shown to increase the heat resistance of the composites when adding oxides of the different nature. The influence of silica having various dispersity on the capsulation of initial particles has been studied.

The influence of composition and time-temperature parameters on the mechanism and kinetics of oxidation of composites and coatings has been studied. Heat resistance, porosity, phase composition, and microstructure of the composites was investigated. On the base of these systems coatings were obtained for carbon materials formed in air. Poreless coatings with the porous sublayer densely adjacent to the carbon sample were synthesized in the carbon - boride silicon-containing substance system under high temperature treatment in air. The existence of the porous sub-layer provides for the resistivity to the thermal shock.

Графит – конструкционный материал, обладающий комплексом ценных свойств, однако в воздушной среде уже при 400 – 500 °C он окисляется и выгорает. Использование бескислородных тугоплавких соединений в качестве основы жаростойких материалов весьма актуально. На основе тугоплавких бескислородных соединений нами разработаны и исследованы перспективные материалы и покрытия, формирующиеся в воздушной среде при высоких температурах и обеспечивающие защиту графита от выгорания [1 - 3]. В качестве основы покрытия исследована система борид циркония – карбид кремния. Установлено, что покрытие на основе борида циркония оказывает временное защитное действие. При модификации покрытия путём введения карбида кремния наблюдается существенное улучшение защитного действия. Введение дополнительно наноразмерных частиц оксида кремния приводит к улучшению характеристик покрытий, таких как стойкость к термоудару и жаростойкость за счёт повышения скорости формирования капсулирующей стекловидной матрицы на начальном этапе.



- Рис. 1 Внешний вид образцов
- Верхний ряд состав 1н слева, состав 2н справа;
- Средний ряд состав 1и;
- Нижний ряд состав 2и
- н-неизотермический, и-изотермический

Состав (масс.%)	ZrB_2	SiC	Сверх 100% золь SiO ₂
1	70	30	10
2	100	-	10
3	100	-	-
4	70	30	-

Покрытия могут быть использованы для защиты графита от окисления в течение сотен часов при температурах до 1400 °С и кратковременно при более высоких температурах. Изучена кинетика

окисления образцов графита с покрытиями, сформированными по изотермическому и неизотермическому режиму. Установлено, что состав 1 при неизотермическом нагреве (рис.2) и составы 1, 2, 4 при изотермическом нагреве (рис.3) проявляют наилучшее защитное действие. На поверхности покрытий после термообработки при 1350 °C за 12 ч у всех составов фиксируется диоксид циркония моноклинной модификации, а у составов 1 и 4, содержащих SiC, дополнительно – силикат циркония.



Рис. 2 - Кинетические кривые окисления образцов графита с покрытиями при 1350°С после формирования при неизотермическом нагреве.





Следует отметить, что введение в композицию кремнийсодержащих добавок, таких как карбид кремния и оксид кремния повышает прочность при изгибе в три раза – до 180 МПа.

Были определены условия синтеза и получен экспериментальный материал о структуре, фазовом составе и жаростойкости композиционных материалов и покрытий.

Получены композиты и покрытия двух типов – 1 -с аморфной матрицей, распространённой по всему объёму (однородные по плотности) и 2 – с градиентной структурой, имеющие остеклованный наружный слой с неокисленным внутренним слоем. Наличие пористого подслоя обеспечивает стойкость к термоудару.

Следует отметить эффект залечивания трещин, образующихся при термоциклировании. Механизм залечивания заключается в проникновении кислорода воздуха в нижележащие неокисленные слои покрытия и образовании боросиликатной стекломатрицы, капсулирующей исходные частицы.

Литература

- 1. Баньковская И.Б., Жабрев В.А. Кинетический анализ жаростойкости композиций ZrB₂ SiC // Физика и химия стекла. 2005. Т.31. № 4. С.650-661.
- 2. Баньковская И.Б., Сёмов М.П., Лапшин А.Е., Костырева Т.Г. Нанотехнология капсулирования борида циркония при формировании жаростойких покрытий. // Физика и химия стекла. 2005. Т.31. № 4. С.581-588.
- 3. *Баньковская И.Б.* Процессы окисления стеклокерамических композиций на основе борида титана. // Физика и химия стекла. 2007. Т.33. № 1. С.111-118.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ КАК СЕЛЕКТИВНЫЕ ПОКРЫТИЯ Беспалова Ж.И., Клушин В.А., Кудрявцев Ю.Д.

Россия, Южно – Российский государственный технический университет (Новочеркасский политехнический институт), vitja-klushin@rambler.ru

NANOSTRUCTURED MATERIALS AS SELECTIVE COVERAGE. Bespalova J.I., <u>Klushin V.A.</u>, Kudryavtsev U.D. Russia, South Russia state technical university (Novocherkassk polytechnic institute), vitja-klushin@rambler.ru

The possibility of obtaining selective coatings using asymmetric alternating current was investigated. It was found that the coating consists of aluminum oxide nanotubes filled with nanoparticles of nickel.

Разработка дешёвых и экологически безопасных способов получения селективных покрытий (Пк) позволит расширить использование солнечной энергии, как альтернативу стандартным источникам тепла: электрической энергии и углеводородного сырья.

В настоящее время такие Пк получают осаждением в вакууме на металлическую или металлизированную поверхность диэлектрических слоёв углеродсодержащего материала [1], в условии электроискровых разрядов [2], оксидированием с помощью постоянного тока [3]. Работы по использованию переменного асимметричного тока для получения селективных Пк отсутствуют.

Целью исследований является изучение возможности получения селективных Пк с помощью переменного асимметричного тока.

Селективные Пк получали на поверхности алюминия АД31 из водных растворов, содержащих сульфаты алюминия и никеля, при поляризации переменным асимметричным током промышленной частоты, представляющим собою две полусинусоиды разной амплитуды. Соотношение средних катодного и анодного тока 2:1, противоэлектроды – алюминиевые, время нанесения Пк три минуты.

Использование подготовки поверхности алюминия в режиме know – how перед нанесением Пк позволило получить очень развитую поверхность (рис.1).



× 12500

× 206044

Рис. 1 Электронно-микроскопические снимки поверхности алюминия с селективным покрытием.

Селективное покрытие, как видно из (рис. 1), состоит из частиц оксида алюминия, имеющих размеры в интервале от 20 до 70 нм. Растровая электронная микроскопия позволила установить, что внутри частиц оксида алюминия располагается высокодисперсный никель, который ровномерно распределён по поверхности (рис. 2). Плотность белых точек пропорциональна содержанию никеля. На основании этого можно сделать предположение, что Пк представляет собой нанотрубки из оксида алюминия, заполненные наночастицами никеля.



Рис. 2 Изображение поверхности селективного покрытия в растровом электронном микроскопе в рентгеновском излучении NiKα –линии. Маркер – 10 мкм.

Наноструктурированное селективное покрытие, полученное электрохимическим способом, по своим характеристикам не уступает известным аналогам. Коэффициент поглощения равен (Ac) 92,5, а излучения (є) 4,5. Среди методов синтеза наночастиц и наноструктур практически отсутствуют электрохимические методы. В то же время использование электрохимического метода получения наночастиц и наносистем весьма привлекательно и требует более детального изучения.

Получение селективных Пк с использованием переменного асимметричного тока позволило снизить энергоёмкость процесса и получить однослойное покрытие за короткий промежуток времени, исключив дорогие и экологически вредные компоненты. В этом его несомненное преимущество перед известными способами получения селективных покрытий.

1. Пат. 2 133 928 RU. Многослойное селективное покрытие для солнечного коллектора и способ его получения / Ефремов Г.А., Хромушин А.В. и др. – опубл. 1999

2. Пат. 2 096 534 RU. Способ получения оптически черных покрытий на вентильных металлах. / Яровая Т.П., Руднев В.С. и др. – опубл. 1997

3. А.С. 802 409 SU. Способ окрашивания изделий из алюминия и его сплавов. / Яглинас А.И., Скоминао В.Ю. – опубл. 1981.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОКАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНОГО ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПЕРЕМЕННОГО АСИММЕТРИЧНОГО ТОКА.

Беспалова Ж.И., Иванов В.В., Смирницкая И.В., Кудрявцев Ю.Д. Россия, Южно – Российский государственный технический университет (Новочеркасский политехнический институт), zhanna-bespalva@rambler.ru

STUDY OF POSSIBILITIES OF OBTAINING COVERAGE FOR ACTIVE ELEKTROKATALITICHESKI TITAN USING THE ASYMMETRICAL CURRENT. <u>Bespalova J.I.</u>, Ivanov V.V., Smirnitskaya I.V., Kudryavtsev U.D. Russia, South Russia state technical university (Novocherkassk polytechnic institute), zhanna-bespalva@rambler.ru

The possibility of obtaining elektrokataliticheski active coating on titanium-based mixed oxides of base metals, electrodeposition from aqueous solutions of their salts, with a variable polarization asymmetric current. It was found that the active phase of cover is determined mainly shpinelepodnymi and rutilopodnymi phases, which leads to high activity elektrokataliticheskuyu coatings.

Впервые исследована возможность получения электрокаталитически активного покрытия (Пк) на поверхности титана ВТ1-0 из смешанных оксидов неблагородных металлов путем электроосаждения из водных растворов их солей при поляризации переменным асимметричным током. Благотворное влияние нестационарных режимов электролиза на процессы электроосаждения обусловлено периодической пассивацией электродной поверхности, наступающей в анодный период, и изменением потоков растворяющихся ионов металла к различным по геометрическому расположению участков поверхности электрода.

Многофазное электрокаталитическое Пк на поверхности титана из оксидов, структуры которых относятся к разным структурным типам, могут быть высокоэффективными металлооксидными электродами.

Известно [1], что электроды с оксидно – кобальтовым покрытием на титане, изготовленные термическим разложением солей кобальта, по эффективности работы не уступают оксидным композициям, включающим элементы платиновой группы. Однако недостаточно устойчивы. В связи с этим электроды, полученные только из оксидов кобальта, не могут составить конкуренцию электродам на основе оксидов рутения и титана.

Электрокаталитичеки активные Пк на поверхности ВТ1–0 получали на основе оксидов кобальта, марганца и никеля, электроосажденных из водных растворов их солей при поляризации переменным асимметричным током со средней плотностью 0,2 А·см⁻². Противоэлектроды – нержавеющая сталь. Электрокаталитически активные Пк осаждали при температуре 87 ^оС в течение 60 мин, а затем обжигали при 380 ^оС.

Исследование морфологии, фазового состава и структуры полученных Пк осуществляли с помощью сканирующего микроскопа QUANTA 200, рентгеноспектрального микроанализа на микроскопе микроанализаторе Камебакс – микро (Франция) и растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе LEM – 100 сх («JEOL» Япония). Методика проведения этих анализов была стандартной [2, 3].

Как показали исследования, каталитически активный слой разрабатываемых электродов является высокодисперсным материалом. Размеры частиц вещества покрытия лежат в интервале 100 – 150 нм.

Испытания, полученных при различных условиях электрокаталитически активных покрытий на износостойкость проводили в проточной бездиафрагменной установке для электролиза маломинерализованной (водопроводной) воды при плотности тока 13,0 – 15,0 мА·см⁻².

Длительность непрерывной работы некоторых электродов при указанных условиях эксплуатации составила более 2000ч, что свидетельствует о высокой устойчивости и электрокаталитической активности Пк.

Кроме того, износ активной массы определяли при переменно-токовой поляризации в течение пяти циклов, каждый по 20 мин [4] в электролите состава, г·л⁻¹: K₂CO₃ – 250, KOH – 13,5 и pH 13,5. Потеря массы покрытия при этих испытаниях составила 0,88 ·10⁻⁴ г·см⁻².

Фазовый состав активного покрытия определяется в основном шпинелеподобными и рутилоподобными фазами твердых растворов состава (Co,Mn)_{3-x}O₄ и (Mn,Ti)O₂ соответственно.

При существенно неравновесных условиях электролитического осаждения активного покрытия на титане и в процессе последующей термообработки Пк может содержать оксиды с дефектной или искаженной кристаллической решеткой по отношению к равновесной структуре. Предположение о возможной фазовой разупорядоченности в электролитически активных покрытиях на поверхности титана исключает однофазный вариант его фазового состава.

Высокая эффективность функционирования металлооксидных титановых анодов достигается только в многофазных Пк с развитой системой межфазных границ и некоторым разнообразием необходимых для практического применения физико-химических свойств. Только в этом случае возможно целенаправленное регулирование электрофизических и электрокаталитических свойств твердофазного электрода.

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать вывод о перспективности применения переменного асимметричного тока для получения электрокаталитически активного покрытия на поверхности титана из смешанных оксидов неблагородных металлов, электроосажденных из водных растворов их солей.

- 1. Слипченко А.В., Максимов В.В., Кульский Л.А. // Химия и технология воды. 1993. Т.15. № С. 180 231.
- 2. Батаров В. А. Рентгено-спектральный микроанализ. М.: Металлургия, 1982. 151 с.
- 3. Рид С. Электронно зондовый микроанализ. М: Мир, 1979. 423 с.
- 4. Макарычев Ю.Б., Спаская С.О., Ходкевич Л.Н., Якименко Л.М. // Электрохимия. 1976. Т. 12. Вып. С. 994–996.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫМ НАНЕСЕНИЕМ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО ПОРОШКА НА ОСНОВЕ NiAl Бледнова Ж.М., Русинов П.О.

Россия, Кубанский государственный технологический университет, blednova@mail.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES SUPERFICIAL NANOSTRUCTURE THE LAYERS RECEIVED BY PLASMA DRAWING MECHANICALLY ACTIVATED OF A POWDER ON THE BASIS OF NiAl Blednova Z.M., Rusinov P.O.

The summary. Researches of structure and properties of the is superficial-modified layer from a material with shape memory of materials on the basis of NiAl on a steel 45, received by plasma drawing mechanically activated a powder with the subsequent two-level thermomechanical processing and intermediate annealing are executed.

Одним из представителей функциональных материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) является сплав NiAl, обладающий однократной и обратимой памятью формы, высокой механоциклической, механотермической и термоциклической долговечностью, отличающийся от широко используемого сплава с ЭПФ на основе NiTi, эффектом высокотемпературной памяти. Эти обстоятельства обусловливают его широкое применение в качестве функционального материала нового поколения в таких областях как авиа- и автомобилестроение, космическая техника и др. Расширяющееся практическое применение сплавов с ЭПФ на первый план выдвигает задачу ресурсосбережения. В качестве ресурсосберегающей технологии может быть использовано поверхностное модифицирование сплавами с ЭПФ. Непрерывно повышающиеся требования к функциональным свойствам этих материалов могут быть обеспечены за счет технологий, приводящих к формированию нанокристаллической структуры. Поскольку все функциональные свойства сплавов с ЭПФ структурно-чувствительные, то для эффективного управления комплексом этих свойств используется термомеханическая обработка. В настоящее время нет окончательной управления функциональными свойствами ясности возможности поверхностнов модифицированных материалов сплавами с ЭПФ, что не позволяет использовать их возможности для практического применения.

Целью настоящей работы является исследование структуры и свойств поверхностных наноструктурированных слоев, полученных плазменным нанесением на сталь механоактивированного порошка на основе NiAl.

Результаты исследований и их обсуждение. Для формирования поверхностных слоев NiAl использовался порошок ПH80Ю20 ($T_{nn} = 1450$ °C). Механоактивацию проводили в лабораторном аттриторе в среде аргона при скорости вращения мешалки 600, 900 и 1200 мин⁻¹. Не подвергавшийся обработки частицы порошка имели размеры 5-30 мкм. При механоактивации порошка ПH80Ю20 происходит его дробление и пластическое деформирование. В результате аттритирования в течение одного часа частицы порошка представляли собой плоские диски размером от 1 до 18 мкм с наночастицами в аморфной матрице (рис.1). В качестве основы использовалась сталь 45. Нанесение покрытия осуществлялось на модернизированной универсальной плазменной установке УПУ-3Д с углом наклона плазмотрона 90° и 46-50°. В качестве плазмообразующего газа использовалась аргонно-азотная смесь (70-80% Ar, 20-30% N₂).



Рис.1. Механоактивированный порошок ПН80Ю20, обработанный в аттритере в течение 1 часа $\times 1600 - a$); $\times 30000 - б$) и рентгенограмма поверхности никелида алюминия, полученного плазменной наплавкой, $\delta = 1 \text{ мм} - c$)

Исследования показали, что структура покрытия достаточно плотная, с минимальным содержанием (5-8%) и размером пор в покрытии с ЭПФ NiAl. Граница раздела между покрытием и основой без видимых трещин. Как показал металлографический анализ, структура, формируемых в результате плазменного напыления слоев сплава NiAl, имеет крайне слабую травимость обычными реактивами вследствие сильного измельчения зерна в результате высокой скорости соударения частиц с подложкой и высокой скорости их охлаждения (Рис.2а). Полученное NiAl покрытие на 35-40% имеет ультрамикрокристаллическую структуру с размером зерна 90-160нм (Рис.2в), а 60-65% составляет аморфное состояние покрытия (Рис.2б). Во многом образование такого покрытия связано с особенностями плазменного напыления (высокая скорость соударения частиц с подложкой, высокая скорость их охлаждения и быстрая закалка сплава).

Микротвердость NiAl-слоя колеблется в пределах H_{μ} =6,5÷8,3 ГПа. Дальнейшие исследованияпоказали, что это обеспечивает особые структурные эффекты. После прохождения частиц порошка через аргонно-азотную плазму они нагреваются и при ударе о подложку затвердевают в виде деформированных дисков.



Рис.2. Микроструктура NiAl покрытия полученного плазменным напылением на сталь 45, $\delta_{NiAl} = 1$ мм. ×400 – а); ×25000 – б); ×40000 – в).

При комнатной температуре основная структурная составляющая поверхностного слоя NiAl покрытия – аустенитная B2-фаза с кубической решеткой, мартенситная фаза L1₀. После плазменного напыления механически активированного порошка ПH80Ю20 на сталь 45, проводился отжиг в течение 1ч при температуре 1173К, затем осуществлялось поверхностно-пластическое деформирование (ППД) сплава NiAl. В процессе отжига происходит постепенная кристаллизация аморфной матрицы с размером зерна порядка 100-300нм. После ППД при температуре мартенситного превращения размер зерна составляет порядка 80-200нм. Режимы ППД следующие: $P_{\kappa}=5$ кH, $V_{of}=90\cdot10^{-3}$ м/с, $S_{np}=0,7$ мм/об, число проходов 2. При нагреве ППД сплава NiAl до температуры обратного мартенситного превращения степень обратимой деформации составила 3,5% при наведенной 5,6%.

На рис.3 приведены результаты многоцикловых усталостных испытаний цилиндрических образцов (\emptyset 10 мм) из стали 45 как без покрытия, так и после поверхностного модифицирования сплавом с ЭПФ NiAl при изгибе с вращением (симметричный цикл с коэффициентом асимметрии R=-1). Толщина NiAl слоя составляла 0,9÷1 мм. Режимы наплавки и обработки: ток дуги I=360 A,



напряжение дуги U=40В, водяное охлаждение, дистанция напыления составляла 150 мм, ППД 5,6%. Величина предела выносливости при симметричном цикле для стали 45 без покрытия составило 275 МПа, а после ПМСЭПФ NiAl – 360 МПа, т. е. увеличилось на ≈31 %.

Рис.3. Кривые выносливости стали 45: без покрытия (1), после ПМСЭПФ NiAl (2)

Выводы. На основе анализа экспериментальных данных определены оптимальные режимы технологического процесса поверхностного модифицирования механоактивированным порошком NiAl никелида алюминия стали 45 при использовании плазменной наплавки. Определены режимы термомеханической обработки и степень восстановления формы наноструктурированного сплава NiAl. Усталостные испытания при изгибе с вращением стали 45 с ПМСЭПФ на основе NiAl показали, что предел выносливости образцов увеличился на 31%.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (грант № 2.1.2/6702)

ВЛИЯНИЕ РЕЛЬЕФА ТВЕРДОСПЛАВНОЙ ПОДЛОЖКИ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ С АЛМАЗОНОСНЫМ СЛОЕМ В ДВУХСЛОЙНЫХ АТП Бондаренко Н.А., Коростышевский Д.Л., Осипов А.С.

Украина, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАНУ, kordmitrij@yandex.ru

AGENCY OF THE RELIEF OF THE HARD-ALLOY SUBSTRATE ON STRENGTH OF JOINT WITH DIAMONDIFEROUS LAYER IN BILAYERED PDC

Bondarenko N.A., Korostyshevskiy D.L., Osipov A.S.

On the basis of experiment, results of the peer analysis of strength of the joint of layers diamond-insert laminas are introduced at use for sintering of plane and relief substrates. It is defined, that the relief with a grid of wide slots ensures the maximum force of the joint under the influence of sharing stress.

Введение

Алмазно-твердосплавная пластина (АТП) состоит из алмазного поликристаллического слоя и подложки из твердого сплава, спекаемых как одно целое в условиях высоких давлений и температур [1,2]. Одним из основных критериев оценки качества такого типа пластин является прочность соединения слоев. Наряду с тем, что технология спекания пластин с плоской поверхностью подложки отработана на достаточно высоком уровне, следует признать, что в результате их промышленного использования процент отслоений и сколов алмазоносного слоя от подложки, на примере оснащения буровых долот, составляет 2–5%, что негативно сказывается на работоспособности инструмента. В связи с этим, для устранения этого негативного явления было предложено, на поверхность подложки, непосредственно контактирующую с алмазным слоем, наносить различную по форме и размерам сетку выступов и пазов, а также их комбинацию, далее по тексту - рельеф. Очевидно, что такое решение позволит повысить площадь контакта соединяемых слоев, увеличить толщину алмазного слоя на рабочих гранях пластины. Однако существует опасение, связанное с неодинаковыми усилиями прессования алмазного слоя на выступах и в пазах рельефа, что может привести к разнородным механическим свойствам по поверхности раздела слоев.

Цель данной работы – установить влияние рельефа на прочность соединения спекаемых слоев, по сравнению с плоской поверхностью подложки, а также определить его оптимальную форму, обеспечивающую максимальное усилие соединения под действием срезающих напряжений.

Методика и экспериментальная часть

Для проведения эксперимента, было изготовлено пять различных видов подложек из твердого сплава марки BK15 (рис.1).



Рис.1. Внешний вид подложек:

а – плоская (стандартная); б – с цилиндрическим выступом; в – с комбинацией цилиндрического выступа и крестообразного паза; г – с рельефом широких пазов; д – с рельефом узких пазов.

Нанесение рельефа на подложку осуществлялось способом механической обработки алмазными кругами. В качестве заготовки использовалась обычная плоская подложка (рис.1, а). Спекание пластин производилось в аппаратах высокого давления с последующей их финишной обработкой до диаметра 13,5 мм и высоты 3,5 мм.

Для установления прочности соединения составляющих слоев пластины была разработана специальная методика [3], определяющей характеристикой которой является касательное напряжение среза (τ_{cp}) алмазоносного слоя от твердосплавной подложки, а критерием оценки, прочность паяного соединения пластины АТП в корпус бурового долота на припой ПСр 40, τ_{cp} таких соединений достигает 320 МПа [4]. Пластина, на этапе подготовки к испытаниям разрезалась на две диаметрально равные части, одна из которых оставалась в исходном состоянии, вторая отжигалась в муфельной печи при температуре 900°С в течении 3 мин. Тем самым авторами исследовалось

DFMN-2009

влияние "термического удара", который происходит при пайке пластины в долото, на прочность соединения слоев. После чего, с каждой половинки вырезалось по пять образцов в форме параллелепипеда высотой 3,5 мм и в поперечном сечении квадрата со сторонами 2х2 мм. Таким образом реализовывалась возможность произвести испытание по всей площади пластины как в центре, так и на равно удаленных участках. Порезка образцов и их окончательная обработка шлифованием выполнялась с высокой точностью, чтобы испытания проходили в условиях чистого среза. Далее, при помощи специального приспособления и универсальной испытательной машины [3] было произведено экспериментальное исследование, результаты которого представлены в таблице.

№ Вид рельефа п/п подложки (рис.1)	Вил рельефа	Среднее значение напряжений среза, МПа			
	полложки (рис 1)	исходное состояние	отжиг 900°С,		
	nognomini (prietr)	исходное состояние	выдержка 3 мин		
1	a	467	380		
2	б	491	469		
3	В	526	484		
4	Γ	681 (665)	641 (622)		
5	Д	625	592		

Таблица. Результаты испытаний пластин на срез

Как видно из таблицы, прочность соединения слоев после нагревания уменьшается, однако значения превышают обозначенную нами ранее предельно допустимую границу, что свидетельствует о возможности использования представленных пластин в буровом инструменте. Необходимо отметить, что пластины с рельефом в виде параллельно расположенных пазов, узких - пластина №5 и широких - пластина №4 (табл.1) имеют наибольшие значения срезающих напряжений и соответственно способны работать в более экстремальных условиях. Обозначим также, что срез алмазоносного слоя в пластине №4 исследовался как в пазу, так и по выступающей части (результат приведен в скобках). Сходимость результатов для такой пластины находятся в пределах 3%, что свидетельствует о равномерной прочности соединения слоев по всей рабочей поверхности.

Выводы

1. Установлено, что по сравнению с пластинами на основе плоской подложки, рельефная поверхность обеспечивает повышение прочности соединения слоев до 46%, а также имеют более высокую стабильность показателя τ_{cp} после отжига.

2. Максимальные значения напряжений среза получены при испытании пластин, на подложку которой нанесен рельеф из широких пазов.

3. Отработана технология спекания пластин на рельефной подложке обеспечивающая равномерную прочность соединения слоев по всей рабочей поверхности.

Литература

1. Гаргин В.Г., Герасименко В.К., Шульженко А.А. Формирование структуры алмазнотвердосплавных пластин для бурового инструмента // Обработка материалов при высоких давлениях. – Киев: ИПМ АН УССР, 1987. – С. 26–28.

2. Гаргин В.Г. Особенности формирования алмазного поликристаллического слоя на твердосплавной подложке // Получение и обработка материалов высоким давлением. – Минск: Наука и техника, 1987. – С. 194–195.

3. Бондаренко М.О., Коростишевський Д.Л., Осіпов О.С. Методика оцінювання роботоздатності алмазно-твердосплавних пластин за дотичним напруженням на зріз // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. –2008. – №3 – С. 55–58.

4. Звіт по договору № 3880 "Розробка та виготовлення доліт ріжучої дії Ø 292,9 і Ø 214,3 мм, оснащених породоруйнівними елементами нового рівня для буріння порід середньої твердості."-К., 2005.– 96 с.

ВЛИЯНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ИЗНОС МЕТАЛЛО-ПОЛИМЕРНЫХ ПАР ТРЕНИЯ Воронов А.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Федорищева М.В., Сергеев О.В. Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, retc@ispms.tsc.ru

EFFECT NANOCOMPOSITE OF COATINGS ON THE BASIS OF NITRIDES OF TRANSITION METALS ON WEAR OF METAL-POLYMERIC PAIRS OF FRICTION

Voronov A.V., Sergeev V.P., Sungatulin A.R., Fedorischeva M.V., Sergeev O.V.

The change by magnetron deposition of transition metals nitrides nanocomposite coatings of a wear resistance and microhardness of metal component of the 38CrNi3MoV high strength steel worked in friction pair together with the polyamid PA-66 counter-body were investigated. The interconnection of tribological-mechanical properties of nanocomposite coatings with their structural-phase state is discussed on basis of analysis of phase composition, lattice parameter, grain size, magnitude of intrinsic elastic stress as determinate by X-ray structural method.

Расширение области применения полимеров, а также увеличение удельных нагрузок на детали узлов трения машин и механизмов делает актуальной задачу повышения износостойкости металло-полимерных пар трения. Актуальность применения поверхностного упрочнения связана с тем, что около 90% случаев выхода из строя деталей машин при эксплуатации вызвано повреждением их поверхности в результате развития процессов изнашивания и усталости. Для соответствия эксплуатационным требованиям такие покрытия должны сочетать следующие свойства: высокую твердость, низкий коэффициент трения и повышенную термическую стабильность. Технические характеристики таких пар трения зависят не только от физико-механических свойств материалов, применяемых для их изготовления, но и от морфологии и структурно-фазового состояния поверхностного слоя, который можно модифицировать с помощью нанесения покрытий, в частности, наноструктурных. Этот вид покрытий, интенсивно исследуемый в последнее время, уже продемонстрировал во многих своих применениях уникальный комплекс свойств [1-3].

Целью настоящей работы является исследование влияния нанокомпозитных покрытий на основе смешанных нитридов титана, алюминия, железа, хрома, никеля, наносимых в различных структурно-фазовых состояниях на рабочую поверхность металлической компоненты из высокопрочной стали 38ХНЗМФА, на триботехнические свойства при работе в паре трения с полиамидом ПА-66. Осаждение покрытий проводили на вакуумной установке типа "Квант" методом магнетронного распыления в импульсном режиме и в режиме постоянного тока. Испытания на трение и износ образцов с покрытиями проводили на машине 2070СМТ-1 по схеме "вращающийся диск (контртело из полиамида ПА-66) – неподвижная колодка (исследуемый образец)". Рентгеноструктурный анализ (РСА) покрытий проводили с помощью дифрактометра ДРОН-7. Микротвердость определяли, применяя нанотвердомер NanoHardnessTester, CSM.

Наблюдается значительное различие во влиянии покрытий разного состава на изменение кинетики износа металло-полимерной пары трения (рис.1). Скорость износа образцов из



высокопрочной стали 38ХН3МФА с нанокомпозитными покрытиями на основе Fe-Cr-Ni-Ti-N в 2,3 раза, а на основе Ti-Al-N в 4,2 раз ниже, чем образцов из этой стали без покрытий.

Рис. 1. Изменение величины износа образцов стали 38ХНЗМФА без покрытия (1) и с нанокомпозитными покрытиями Fe-Cr-Ni-Ti-N (2) и Ti-Al-N (3).

Величина эффекта зависит не только от вида покрытий, но и от режима и условий их осаждения. Так, при магнетронном напылении покрытий на металлический компонент в условиях бомбардировки ионами газов при приложении потенциала смещения к подложкам в пределах от -50 до -150В или в импульсном режиме в частотном диапазоне 35 ÷ 50 кГц износостойкость металлополимерных пар трения дополнительно повышается в 1,3-1,6 раза в сравнении с покрытиями, осажденными на постоянном токе или в отсутствие ионной бомбардировки. Установлена корреляция между микротвердостью покрытий и износостойкостью металло-полимерных пар трения. На основе данных о микротвердости покрытий, а также о структурно-фазовом и элементном составе покрытий, определенных с помощью рентгеноструктурного метода и масс-спектрометрии вторичных ионов, обсуждаются возможные механизмы установленных зависимостей изменения износостойкости. Состав покрытия оказывает существенное влияние на процессы, протекающие на контактных площадках пары трения «сталь 38ХН3МФА – полиамид ПА – 66». Относительно низкий уровень контактных и тепловых нагрузок в сочетании с более высокой стойкостью покрытия к трещинообразованию является одной из причин повышения износостойкости металло-полимерной пары трения. Показано, что износостойкость металло-полимерных пар трения зависит от среднего размера зерен и уровня внутренних упругих напряжений в покрытиях.

Литература:

- 1. Andrievski R.A. Review. Films of interstitial phases: synthesis and properties. Journal of Materials Science, 1997, v.32, p.4463-4484.
- 2. Штанский Д.В. Левашов Е.А. Многокомпонентные наноструктурные тонкие пленки: проблемы и решения. // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. 2001. N3. C.52–62.
- 3. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск, изд-во ТПУ, 2008, 286 с.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ті-В-Fe МОДИФИЦИРОВАННЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМ ПОРОШКОМ ZrO₂ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

Гальченко Н.К., Колесникова К.А., Белюк С.И.

634021, Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН пр. Академический 2/4, Kolesnikova_KsAl@mail.ru

STRICTURE AND FEATURES CHANGING OF Ti-B-Fe COATINGS MODIFIED BY ZrO₂ SUPERDISPERSED POWDER AT ELECTRON-BEAN SURFACING Nina K. Galchenko, Ksenia A. Kolesnikova and Sergey I. Belyuk Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr.Akademicheskii 2/4, Tomsk, 634021, Russia, fax:(3822) 286-966, E-mail: Kolesnikova_KsAl@mail.ru

The paper presents the investigation results for structure and properties of composite coatings obtained from a mixture of thermo-reactive FeB and FeTi powders by electron-beam surfacing. The dependence of the coating phase and structure formation on a granulometric composition of initial components of the fused charge and addition element is shown.

Практический интерес представляет получение износостойких композиционных покрытий на основе боридов титана, синтезируемых в процессе электронно-лучевой наплавки из компонентов термореагирующих порошков, находящихся в составе борсодержащей шихты. Известно, что при электронно-лучевой наплавке термореагирующих порошков в зоне оплавления за счет экзотермической реакции между компонентами смеси выделяется дополнительное количество тепла, позволяющее без увеличения мощности электронного луча обеспечить наплавку покрытия с требуемым содержанием дисперсной тугоплавкой составляющей.

Металлургическая практика показывает, что на изменение свойства расплава большое влияние оказывают комплексное микролегирование и модифицирование, которые могут нейтрализовать отрицательное действие некоторых вредных примесей и, в целом, изменить структуру и свойства литого материала.

Целью работы является исследование влияния диоксида циркония на структуру и фазовый состав композиционных покрытий на основе синтезируемых в процессе электронно-лучевой наплавки тугоплавких боридных соединений.

Для получения композиционного материала на основе синтезируемых в процессе ЭЛН тугоплавких соединений боридов титана использовали механическую смесь порошков FeB (200-315 мкм)- FeTi (50-200 мкм), порошок ZrO₂ (УДП).

При электронно-лучевой наплавке порошковой смеси из термореагирующих порошков FeB-FeTi, содержащих более 5% вес. ZrO₂, происходит значительное снижение жидкотекучести расплава, плохое его перемешивание и формирование в результате кристаллизации неоднородной структуры покрытия с непроплавленными участками.

В случае введения в наплавочную шихту 10 % и 15 % ZrO₂ удалось наплавить покрытия не более 1,5 и 0,6 мм соответственно, причем из-за почти полного отсутствия жидкой фазы при наплавке поверхностного слоя покрытия с 15 мас.%ZrO₂ сформировались структуры, соответствующие режиму твердофазного спекания с высокой твердостью и пористостью

В то же время легирование диоксидом циркония привело к ожидаемым результатам: значительному измельчению структуры наплавок, повышению твердости и износостойкости. Это послужило основанием продолжить работу по выявлению рациональной концентрации диоксида циркония, являющимся модификатором второго рода, на структуру и твердость слоя, полученного в результате электронно-лучевой наплавки смеси термореагирующих порошков FeB(125-200)+FeTi(50-200).

По результатам металлографического анализа выявлено, что введение в состав шихты 1 % мас.ZrO₂ способствует модифицированию структуры, что проявляется в изменении дисперсности ее составляющих, размер которых значительно уменьшился по сравнению с покрытием, не легированным ZrO₂. В структуре покрытий присутствуют скопления частиц диборидов и боридов титана полиэдрической и округлой формы, размером 1-13 мкм, нанотвердость которых составляет 27-34 ГПа. Поскольку в процессе наплавки сформировалась структура эвтектического типа, то мелкодисперсные бориды титана и железа могут также входить в виде структурных элементов в состав образовавшихся на их основе многочисленных эвтектик: Fe₂Ti-Fe; Fe₂B-Fe; TiB₂-Fe. Наплавленный слой при этом характеризуется довольно равномерным распределением твердости по

толщине покрытия, хотя максимальные значения Нµ снизились относительно твердости покрытий с 5-15 %мас.ZrO₂ в два раза: с 24 ГПа до 12 ГПа.

Фрактографический анализ показал, что в покрытии с 1 %мас. ZrO₂ у границы раздела с подложкой, где структура, в основном, состоит из дендритов α-твердого раствора, столбчато расположенных в направлении поверхности наплавки, реализуется вязкий микромеханизм разрушения путем зарождения и слияния микропустот, что свидетельствует о значительной пластической деформации в приграничной зоне.

По мере увеличения степени легированности кристаллизующегося расплава в направлении центра и приповерхностной зоны наблюдается значительное снижение вязкости межзеренного разрушения за счет уменьшения прослоек жидкой фазы в межчастичном пространстве, что приводит к преимущественно хрупкому интеркристаллитному разрушению поверхностного слоя покрытий.

Установлено, что модифицирующее действие ZrO₂ в условиях электронно-лучевой наплавки проявляется в увеличении степени дисперсности структурных составляющих по всему объему наплавленного слоя и упрочнении твердого раствора металлической матрицы ультрадисперсными первичными оксидными частицами и продуктами их восстановления.

Таким образом, для получения качественного слоя покрытия с однородной мелкозернистой структурой из смеси термореагирующих порошков без снижения их наплавочных свойств концентрация легирующей добавки ZrO₂ не должна превышать 1мас.%.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ті-В-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ Гальченко Н.К., Белюк С.И., Самарцев В.П., Колесникова К.А.

634021, Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН пр. Академический 2/4, Kolesnikova_KsAl@mail.ru

SPECIFICS STRUCTURE FORMATION COATINGS SYSTEMS Ti-B-Fe, PRODUCED IN A VARIETY OF WAYS

Nina K. Galchenko, Sergey I. Belyuk, Samartsev V.P. and Ksenia A. Kolesnikova Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, pr.Akademicheskii 2/4, Tomsk, 634021, Russia, fax:(3822) 286-966, E-mail: Kolesnikova_KsAl@mail.ru

The work presents results of investigations structure and tribotechnical properties composite coatings, such as titanium diboride-metallic binder, produced by electron beam cladding end gasoflame deposition and combined methods (gas-thermal spraying and electron-beam fusion). It is shown that coatings produced by electron beam cladding have the best high wear resistance.

В последнее десятилетие одним из основных направлений повышения износостойкости рабочих поверхностей узлов и механизмов, работающих в условиях интенсивного износа, является применение различных способов и технологий упрочнения с использованием концентрированных потоков энергии.

Цель настоящей работы - изучение структуры и трибологических свойств покрытий системы Ti-B-Fe, полученных методами электронно-лучевой наплавки (ЭЛН), газопламенным напылением и методом совмещенных технологий - газопламенным напылением с оплавлением электронным лучем.

Для электронно-лучевой наплавки готовили механическую смесь термореагирующих порошков, исходя из расчета соотношения исходных компонентов смеси на получение в композиционном покрытии 33 вес.% TiB_2 (таблица 1). При ЭЛН термореагирующих порошков в результате экзотермической реакции, происходящей между компонентами смеси при воздействии электронного пучка, формируются композиционные покрытия на основе тугоплавкого соединения TiB_2 с железной матрицей.

NoNo	Основной	Связка	Гранулометричес
п/п	компонент		кий состав, мкм
1	50%FeB+50%FeTi		FeB(200-315), FeTi (200-315)
2	50%FeB+50%FeTi		FeB (200-315), FeTi (50-200)
3	50%(TiB ₂ -Fe)CBC	50% ПГ-УС-25	(TiB ₂ -Fe) (50-200)
4	30%(TiB ₂ -Fe)CBC	70% ПГ-УС-25	ПГ-УС-25(40-100)

Таблица 1. Состав наплавляемого порошка

Исследования показали, что в покрытиях состава 1 (табл.1) основными фазами приповерхностных зон являются мелкодисперсные бориды титана и их конгломераты, твердостью H=32,5 ГПа. Кроме боридов железа и титана присутствует фазы α -Fe, Fe₂B и Fe₂Ti, находящиеся в составе матрицы в виде эвтектик: Fe₂B-Fe, Fe₂Ti-Fe и TiB₂-Fe. Заметно претерпела изменение структура покрытий, наплавленных более дисперсными порошками (состав 2., таблица 1): в этом случае сформировалась слоистая структура с преимущественным содержанием фазовых составляющих в пределах каждого слоя. Такое строение структуры может быть связано с условиями структурообразования при высокоскоростном затвердевании (10⁴-10⁶ градус/с) неоднородного расплава с различной степенью насыщенности легирующими элементами из-за большого разброса гранулометрического состава исходных компонентов. Так, в центре слоя сформировалась структура, состоящая, в основном, из кристаллов Fe₂B (H=14,4 Гпа), расположенных в эвтектической связке Fe₂B-Fe. В приповерхностной зоне покрытия преобладают бориды TiB, Ti₃B₄; TiB₂ (H=22-34 ГПа).

Ранее, в работе [1] было показано, что при создании покрытий на основе CBC-композита (TiB₂-Fe) при электронно-лучевой наплавке возникали трудности с получением качественных беспористых покрытий, связанные с низкой жидкотекучестью расплава, формируемого на подложках. В связи с этим в работе были исследованы покрытия на основе композита (TiB₂-Fe) с различным содержанием связки (30, 50, 70 вес%) из высоколегированного хромистого чугуна ПГ-УС-25, обеспечивающей высокую жидкотекучесть образующегося на подложках расплава. Металлографический и рентгенофазовый анализы показали, что при ЭЛН частицы CBC-композита

(TiB₂-Fe) активно провзаимодействовали со связкой с образованием в структуре покрытий соединений Fe₂B и TiB, а также двойного борида титана-хрома (Ti, Cr)B₂, образовавшегося в результате замещения хромом части титана в соединении TiB₂. Во всех структурах присутствуют фазы Cr₂₃C₆, Cr₇C₃. Сравнительный анализ выявил наиболее однородную, беспористую структуру с высокими значениями микротвердости (Hµ=18 ГПа) у покрытия (TiB₂-Fe)- 70% ПГ-УС-25. При кристаллизации, по данным металлографического и рентгенофазового анализов, в поверхностном слое наплавки сосредоточились кристаллы (Ti, Cr)B₂, обусловившие высокие значения абразивной износостойкости (K_µ=7,65).

				1		11	
Состав, масс. %		Наплавка		Напыление		Напыление с	
f _{rp} , I						оплавлением	
		5	11	5	11	5	11
		см/сек	см/сек	см/сек	см/сек	см/сек	см/сек
50%FeB(200-315)+50%FeTi(200-315)	f _T	0,52/2.32	0,39	0,57	0,68	0,544	0,608
	Ι	2,32	1,45	566	650	31,23	178
50%FeB(200-315)+ 50%FeTi(50-200)	f _T	0,51	0,51	0,61	0,65	0,694	0,528
	Ι	1,61	3,30	1700	2360	235,8	49,38
30% (TiB ₂ -Fe)CBC+70% ПГ-УС-25	f _T	0,536	0,62	0,24	0,54	0,480	0,305
	Ι	3,32	12,0	380	1700	4,17	7,04

Таблица 2. Коэффициент трения (f) и интенсивность изнашивания (I. мкм/км) боридных покрытий, полученных различными методами.

Исследование трибологических характеристик, полученных при сухом трении в паре с индентором из вольфрамового твердого сплава, показали, что наиболее низкие значения интенсивности изнашивания имеют покрытия, наплавленные смесью термореагирующих порошков из FeB и FeTi, при скорости скольжения V=5 см/сек (I=1.61÷2.39) (табл.2).

Сравнительный анализ структур покрытий тех же составов, но полученных газопламенным методом, выявил на границах раздела «покрытие-подложка» цепочки пор, что предопределило низкую адгезионную прочность и частичное отслаивание покрытий от подложек. Средняя пористость покрытий составила 19-28 %. Рентгенофазовым анализом показано, что во всех покрытиях после напыления отсутствовала высокотвердая фаза TiB₂, установлено лишь наличие низкобористых фаз TiB, Ti₂B и соединений FeB, FeTi. Диапазон твердости покрытий (Hµ) составлял 14-20 ГПа Все эти факторы предопределили высокие значения абразивного износа напыленных покрытий (K_n=0,5-0,8) и износа в парах трения (табл.2).

Напыленные покрытия, дополнительно оплавленные электронным лучом, показали промежуточные значения по твердости (Hµ), абразивной износостойкости (K_и=1,8-2,3) и трибологическим характеристикам (f_{тр},I) (табл.2) по сравнению с наплавленным и напыленным состоянием. Рентгенофазовый и металлографический анализы показали, что электронно-лучевое оплавление напыленных покрытий приближает их структурное состояние к состоянию, характерному для покрытий, полученных наплавкой. Оплавление приводит к снижению пористости до 3-5%, к появлению в структуре покрытий мелкодисперсных (1-5 мкм) боридных частиц TiB₂, TiB, Ti₂B₅ и к увеличению количества α-Fe по сравнению с напыленным состоянием.

Следует отметить, что напыленные покрытия на основе CBC-композита (TiB₂-Fe) с 70% вес ПГ-УС-25 имеют наиболее низкие значения коэффициента трения и интенсивности изнашивания по сравнению с другими составами. Покрытия, полученные как электронно-лучевой наплавкой, так и по совмещенной технологии, имеют соизмеримые значения коэффициентов трения и интенсивности изнашивания, что объясняется снижением объемного содержания пор и дефектов в структуре покрытий, ростом объемной доли карбидных фаз при кристаллизации высокохромистого расплава и наличием первичных и вторичных мелкодисперсных соединений TiB₂, (Ti, Cr) B₂.

Литература:

1. Гальченко Н.К., Белюк С.И., Панин В.Е., Самарцев В.П., Шиленко А.В., Лепакова О.К. Электронно-лучевая наплавка композиционных покрытий на основе диборида титана // Статья Изд. «Наука» Физика и химия обработки материалов. 2002.- №4.- С. 68-72.

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ПОТОКА ИОНОВ АРГОНА НА ТОПОГРАФИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА TINI ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Гончаренко Б.А., Севостьянов М.А., Краснобаев Н.Н., Заболотный В.Т., Колмаков А.Г.,

Просвирнин Д.В., Шкурин С.А.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, cmakp@mail.ru

INFLUENCE OF A LOW-ENERGY STREAM OF IONS OF AN ARGON ON TOPOGRAPHICAL STRUCTURE OF A SURFACE AND MECHANICAL PROPERTIES TINI AT A STATIC STRESSING

B.A.Goncharenko, M.A.Sevostyanov, N.N.Krasnobaev, V.T.Zabolotny, A.G.Kolmakov, D.V.Prosvirnin, S.A.Shkurin

Effect on a surface of a material of ionic beams occurs as at use of the modern techniques of modification of a surface, and while in service workpieces. In the given operation spent explorations wire it is model from TiNi after an ionic surfacing.

Воздействие на поверхность материала ионных пучков имеет место как при использовании современных технологий модификации поверхности, так и в процессе эксплуатации изделий [1-3]. Ионно-лучевое воздействие при этом приводит к изменению не только микроструктуры и/или состава поверхностного слоя, но также и к изменению микрорельефа поверхности.

В данной работе проводили исследования проволочных образцов из нитинола диаметром 760 мкм прецизионного класса легирования после ионной обработки поверхности.

Перед ионной обработкой образцы подвергались обработке мелкозернистыми наждачными бумагами для достижения одинакового состояния ТСП и удаления поверхностного слоя с дефектами волочения [4,5].

Обработку поверхности образцов ионами Ar проводили в модернизированной установке HHB-6,6-И1, оснащенный ионным источником ИИ-4-0,15 ("Радикал")[6]. Ионный источник с параметрами разряда U_{разряда}=3 кВ, I_{разряда}=0,2 А. Поток ионов к поверхности образцов создавали путем подачи на них в течение 2 минут напряжение смещения U_{см}=0,5 кВ или U_{см}=0,7 кВ.

Исследуемые образцы с длиной рабочей части 76 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 на сканирующем электронном микроскопе LEO-430i.

Результаты механических испытаний исследованных материалов приведены в таблице.

Таблица					
Образец	σ0,2,	$\sigma_{\phi m}$, МПа	$σ_{\rm 6}$, ΜΠα		
	МΠа			δпл, %	ψ, %
исх	316±5	322±6	1426±5	5±0,2	45±1
После ионной обработки : Інк(заряда)=0.2А,					
Uнк(заряда)=3кB					
 Uсмещения=500 В 	343±4	344±5	1437±4	5±0,1	48±1
2. Uсмещения=700В	337±5	341±4	1426±3	5±0,1	50±1

Как видно из таблицы после ионно-лучевой обработки происходит повышение прочностных характеристик предела текучести $\sigma_{0,2}$ на 6...9 %, предела фазовой текучести $\sigma_{\phi\tau}$ на6...7% и предела прочности $\sigma_{\rm B}$ менее 1%. При этом пластичность: относительное сужение ψ увеличилось на 7...12%. Исследуемые образцы разрушались с образованием шейки.

Список литературы

1) Ossipyan Y.A., Hauff A., New Trends in Materials Technology., Hanau: Leybold AG, 1990, 448 p.

2) Колмаков А.Г., Встовский Г.В., Пименов В.Н. и др., Мультифрактальный и рентгеноструктурный анализ поверхностных слоев хромомарганцевой стали после облучения импульсами дейтериевой плазмы. // в сб. статей: "Математическое моделирование процессов в синергетических системах". – Томск: Изд-во ТГУ, 1999, 340 с., с. 304-308.

DFMN-2009
3) Пименов В.Н., Колмаков А.Г., Грибков В.А. и др., Применение методологии мультифрактальной параметризации структур для исследования повреждаемости поверхности конструкционных материалов при воздействии импульсов ионизирующих излучений. // В сб. статей: «Моделирование процессов в синергетических системах», Улан-Удэ - Томск : Изд-во ТГУ, 2002, 250 с., с. 347-348.

4) Геров В.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Повышение свойств высокопрочных сталей с использованием метода топографического модифицирования поверхности. // Перспективные материалы, 2001, №1, р. 14-22.

5) Геров В.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Влияние топографической стуктуры поверхности на усталостные характеристики мартенситно-стареющей стали. // Физика и химия обработки материалов, 2002, №1, с. 87-98.

6) А.Г. Колмаков, В.В. Геров, Н.Н. Краснобаев и др., Влияние низкоэнергетического потока ионов аргона на топографическую структуру поверхности и механические свойства мартенситностареющей стали. // Вестник ВГТУ, Сер. «Материаловедение», 2003, Вып. 1,14, с.8-19.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №09-08-00736А и №09-03-01063, программ ОХНМ-02, П-18 и П-21.

ВЛИЯНИЕ МАГНЕТРОННОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ Та НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТіNi маралица Б.А. Сараана вист М.А. Угранибана Н.Н. Усримана А.Б. Раболовичей В.

Гончаренко Б.А., Севостьянов М.А., Краснобаев Н.Н., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, cmakp@mail.ru

INFLUENCE MAGNETRON COVERAGES FROM Ta ON MECHANICAL PROPERTIES TINI

B.A.Goncharenko, M.A.Sevostyanov, N.N.Krasnobaev, V.T.Zabolotny, A.G.Kolmakov, E.E.Baranov, M.E.Prutskov

Coverages and the surface doping can influence different properties (mechanical, corrosive, chemical, magnetic and others) a material as a whole.

TiNi отличает достаточно высокий процент восстановления памяти формы в изделиях, высокая работоспособность в условиях циклического нагружения, хорошая коррозионная стойкость.

Последние 20÷25 лет сплавы TiNi активно используются в медицине, как биосовместимые имплантанты. В частности изготавливаются различные устройства для их применения в эндоваскулярных операциях, т.е. операции осуществляются без хирургического вмешательства к подходу оперируемого участка организма (пищевод, аденома предстательной железы, задержание и удаление тромбов, нейрохирургии, коронарное шунтирование, желчные протоки и др.). Та отличается высокой коррозионной стойкостью в активной среде и практически идеальной биосовместимостью, что является определяющим фактором для ее применения в медицине. Многолетнее исследование, проведенные, в ИМЕТ РАН показали, что покрытия и поверхностное легирование может влиять на различные свойства (механические, коррозионные, химические, магнитные и другие) материала в целом.

Магнетронное покрытие из тантала наносили на проволочные образцы из нитинола диаметром 760 мкм. Перед нанесением покрытия образцы были подвергнуты механической и ионнолучевой обработке. Нанесение покрытий проводилось на модернизированной установке ННВ-6.6-И1, оснащенной планарным магнетроном постоянного тока и ионным источником ИИ-4-0,15 «Радикал». Исследуемые образцы с длиной рабочей части 76 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 электронного микроскопа LEO-430i.

После нанесение покрытия происходит повышение прочностных характеристик (предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела фазовой текучести $\sigma_{\phi r}$ на 6...10%, предела прочности σ_{B} на 1...3% и показателя пластичности (относительное сужение ψ на 7...12%).

σ0,2,	$\sigma_{\phi m}$, МПа	$σ_{\rm 6}$, ΜΠα		
МПа			δпл, %	ψ, %
316±5	322±6	1426±5	5±0,2	45±1
348±3	354±3	1460±7	5,1±02	48±1
338±4	340±5	1435±7	5,2±0,2	50±0
	$\begin{array}{c} \sigma_{0,2,} \\ M\Pi a \\ 316\pm 5 \\ \\ 348\pm 3 \\ 338\pm 4 \end{array}$	$σ_{0,2}$, MΠa $σ_{\phi m}$, ΜΠa 316±5 322±6 348±3 354±3 338±4 340±5	$\sigma_{0,2,}$ $\sigma_{\phi m}$, МПа σ_{6} , МПа MПа 316±5 322±6 1426±5 348±3 354±3 1460±7 338±4 340±5 1435±7	$\sigma_{0,2,}$ $\sigma_{\phi m}$, MПа σ_{s} , МПа $\delta n \pi$, % 316±5 322±6 1426±5 5±0,2 348±3 354±3 1460±7 5,1±02 338±4 340±5 1435±7 5,2±0,2

Исследуемые образцы разрушались с образованием шейки. Как до, так и после разрушения образцов отслаивания поверхностного слоя обнаружено не было. Поверхность представляет собой совокупность разновеликих самоподобных пор («чашек») вязкого излома. В глубине наиболее крупных «чашек» при большом увеличении можно заметить осколки частиц выделений. Местом зарождения приводящей к разрушению магистральной поперечной трещины, в которую сливаются образующиеся поры, являются наиболее крупные дефекты на поверхности образца в зоне шейки.

DFMN-2009



Рисунок. Вид поверхности разрушения излома.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №09-08-00736А и №09-03-01063, программ ОХНМ-02, П-18 и П-21.



ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ФЕРРОПОРОШКОМ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ Гордиенко А.И.¹, Хейфец М.Л.², Грецкий Н.Л.²

Беларусь, Физико-технический институт НАН Беларуси¹, Полоцкий государственный университет², mlk-z@mail.ru

TECHNOLOGIES AND THE EQUIPMENT FOR METALLIZATION IRON POWDERS OF SURFACE OF THE PRODUCT IN THE ELECTROMAGNETIC FIELD Gordienko A.I.¹, Kheifetz M.L.², Gretsky N.L.³ Belarus, FTI NAS of Belarus¹, Polotsk State University²,

mlk-z@mail.ru

The device for metallization iron powders surfaces of a product in an electromagnetic field is described in article. The device supports the set modes of hardening and automatically them corrects for increase of stability of process of drawing iron powders coverings. The device allows to lower power inputs and the charge used iron powders materials. It raises stability of hardening and thickness of a rendered covering.

При восстановлении и упрочнении поверхностей деталей машин используют различные способы нанесения покрытий, позволяющие получать поверхность с требуемым химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью. Наиболее перспективными являются электрофизические методы, использующие энергию электромагнитного поля [1, 2]. Одним из таких методов является электромагнитная наплавка. На сегодняшний день наиболее известные установки, реализующие способ электромагнитной наплавки [1-4] работают по схеме, в которой векторы магнитного и электрического поля сонаправлены, а вектор перемещения ферромагнитного порошка подаваемого в рабочий зазор перпендикулярен им.

Для увеличения переноса расплава порошка на поверхность заготовки и снижение его выброса из рабочего зазора необходимо, чтобы векторы направления магнитного поля, электрического поля и перемещения ферромагнитного порошка подаваемого в рабочий зазор были сонаправлены [5].

Изменение магнитного поля в рабочем зазоре влияет не только на производительность процесса, качество наносимых покрытий, интенсивность образования цепочек из частиц ферромагнитного порошка, но и на их электрическую проводимость и расплавление при формировании контактного мостика из частиц ферромагнитного порошка. В процессе электромагнитной наплавки магнитная индукция должна иметь максимальное значение, для интенсификации процесса образования мостика и увеличения силы взаимодействия частиц порошка в местах контакта. В результате растет электрическая проводимость и величина разрядного тока. Увеличение разрядного тока и магнитной индукции приводит к росту сил, пытающихся разорвать образовавшиеся цепочки контактного мостика. Поэтому в момент разрыва жидкой перемычки, образовавшийся при расплавлении мостика, увеличение магнитной индукции может играть отрицательную роль, так как из рабочего зазора выбрасывается часть расплава и нерасплавленных частиц ферромагнитного порошка.

Следовательно, в момент образования жидкой перемычки необходимо снижать величину магнитной индукции до минимума, а при формировании контактного мостика увеличивать до максимума. Выполнить данное условие возможно, если напряжения цепи технологического тока и электромагнитной катушки полюсного наконечника полупериодные и находятся в противофазе (рис. 1).

Повысить стабильность процесса нанесения ферропорошковых покрытий можно применением установки с обратной связью (рис. 2), позволяющей поддерживать заданные режимы упрочнения и автоматически их корректировать для повышения стабильности процесса нанесения ферропорошковых покрытий (рис. 3).

Установка реализует процесс, в котором векторы индукции магнитного поля, электрического тока и перемещения ферромагнитного порошка подаваемого в рабочий зазор сонаправлены. В процессе нанесения покрытия блок управления позволяет корректировать и согласовывать силу тока сварочной дуги с подачей ферропорошка в рабочий зазор, причем напряжения цепи технологического тока и электромагнитной катушки полюсного наконечника являются полупериодными и находятся в противофазе.



Рисунок 1. Фазовое смещение 1. Фазовое смещение напряжения цепи технологического тока U_t относительно напряжения цепи электромагнитной катушки U_k : ω – угловая частота переменного тока; t – время



Рисунок 2. Структурная схема установки для электромагнитной наплавки с обратной связью: З – заготовка, ИСТ – источник сварочного тока, ТБ – теристорный блок, БУ – блок управления, ПН – полюсный наконечник, ДУ – дозирующее устройство, ЭМК – электромагнитная катушка, Rш – шунтирующее сопротивление, UBx – входное напряжение



Рисунок 3. Установка для электромагнитного нанесения ферропорошковых покрытий: 1 – бункер, 2, 12 – электромагнитные катушки, 3 – медная трубка, 4 – каркас установки, 5 – датчик давления, 6 – резиновая трубка, 7 – электрод, 8 – заготовка, 9 – полюсный наконечник, 10 – текстолитовая пластина, 11 – державка, 13 – гибкая металлическая пластина, 14 – трубка

Электромагнитная 2 катушка питается от переменного напряжения, для предотвращения намагничивания феррропорошка, И служит ДЛЯ его дозирования. Трубка 3 выполнена из меди для предотвращения концентрации магнитного потока по ее длине и более оперативному реагированию системы на увеличение или уменьшение количества ферропорошка подаваемого в рабочий трубка зазор. Резиновая 6, электромагнитная катушка 12 и гибкая металлическая пластина 13 позволяют полюсному наконечнику 9 осуществлять осциллирующие движения. Текстолитовая пластина 10 и полюсный наконечник 9, выполненный из алюминия, способствуют концентрации магнитного потока на металлическом электроде 7. Трубка 14 подводит струю воздуха от компрессора в нижнюю часть бункера лля 1 образования предотвращения в нем арочных структур ферропорошка на переходе в медную трубку 3.

Дозирование порошка осуществляется следующим образом (рис. 3): поток воздуха от компрессора, проходя по каркасу 4, увлекает за собой частицы порошка находящегося в медной трубке 3 и слегка удерживаемого магнитным полем электромагнитной катушки 2. При чрезмерно большой подаче ферропорошка в полость полюсного наконечника, резко увеличивается давление воздушного потока в каркасе 4, что фиксируется датчиком давления 5. Сигнал от датчика поступает в блок управления БУ, который

увеличивает напряжение электромагнитной катушки 2. В результате растет электромагнитная сила, удерживающая порошок в трубке 3, и уменьшается его подача в полость полюсного наконечника 9. При недостаточной подаче порошка давление воздушного потока в каркасе установки уменьшается. Это вызывает уменьшение (при помощи БУ) электромагнитной силы и увеличение количества порошка поступающего в полость наконечника. Таким образом, система автоматически поддерживает заданное количество порошка в рабочем зазоре.

Процесс формирования покрытия осуществляется следующим образом: в полости полюсного наконечника ферропорошок равномерно распределяется по поверхности электрода, в результате его осциллирующего движения. Под действием воздушного потока и вибрации полюсного наконечника ферропорошок равномерно перемещается по поверхности электрода к выходу его из полюсного наконечника, образуя токопроводящие мостики на поверхность заготовки. В период, когда подается напряжение на заготовку и электрод, происходит расплавление цепочек ферропорошка и его последующий перенос на поверхность заготовки электромагнитными силами и воздушным потоком. При увеличении количества образовавшихся токопроводящих цепочек происходит падение напряжение на шунтирующем сопротивлении, что фиксируется блоком управления, который формирует сигнал управления теристорным блоком ТБ. В результате увеличивается напряжение и сила тока проходящего через ТБ, что способствует более полному расплавлению образовавшихся тока, проходящие через ТБ, снижаются, предотвращая перегрев расплава порошка и большой выброс его из рабочего зазора.

Воздушный поток и алюминиевый корпус полюсного наконечника снижают нагрев электрода, увеличивая ресурс его работы. Поток воздуха и вибрация полюсного наконечника способствуют более полной очистке рабочего зазора между электрическими импульсами от продуктов эрозии.

Применение предложенной установки позволяет значительно снизить энергозатраты и расход ферропорошковых материалов, повысить стабильность процесса упрочнения и толщину наносимого покрытия.

Высокие физико-механические свойства полученного покрытия и малое термическое действие на основу позволяют рекомендовать установку для восстановления высокоточных деталей сложной конфигурации.

Список литературы: 1. Технологические основы управления качеством машин / А.С. Васильев, А.М. Дальский, С.А. Клименко, Л.Г. Полонский, М.Л. Хейфец, П.И. Ящерицин. М.: Машиностроение, 2003. – 256 с. 2. Акулович Л.М. Термомеханическое упрочнение деталей в электромагнитном поле. – Новополоцк: ПГУ, 1999. – 240 с. 3. Хейфец М.Л., Кожуро Л.М., Мрочек Ж.А. Процессы самоорганизации при формировании поверхностей. – Гомель: ИММС НАНБ, 1999, – 276 с. 4. Оптимизация технологических параметров формирования износостойких покрытий электромагнитным способом / Ж.А. Мрочек, С.А. Кадников, Л.М. Кожуро, Л.М. Акулович // Электронная обработка материалов. - 1991, №2. – С. 22-25. 5. Формирование покрытий ферропорошками в электромагнитном поле / М.Л. Хейфец, Б.П. Чемисов, Н.Л. Грецкий, С.К. Толстиков // Вестник ПГУ. Серия В. Прикладные науки. Промышленность. 2007, №2. – С. 2-10.

АНОМАЛЬНОЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЛЕНОК НАНОКОМПОЗИЦИЙ АЛИФАТИЧЕСКОГО ПОЛИУРЕТАНА С ДВУОКИСЬЮ КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПАРАЛЛЕЛЬНОГО СИНТЕЗА

Гофман И.В., Суханова Т.Е., Вылегжанина М.Э., Абалов И.В., Степанова И.С., Трофимов А.Е., Теньковцев А.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт высокомолекулярных соединений РАН, Санкт-Петербург, e-mail: gofman@imc.macro.ru

ANOMAL MECHANICAL BEHAVIOR OF ALIPHATIC POLYURETHANE-SILICA NANOCOMPOSITE FILMS OBTAINED BY PARALLEL SYNTHESIS

I.V. Gofman, T.E. Sukhanova, M.E. Vylegzhanina, I.V. Abalov, I.S. Stepanova, A.E. Trofimov, A.V. Tenkovtsev

Institute of Macromolecular Compounds, Russian Academy of Sciences, Russia, St.-Petersburg, e-mail gofman@imc.macro.ru

Films of aliphatic polyurethane-silica nanocomposites containing up to 10 mass. % of silica were obtained by the parallel synthesis of both composite components in one common process. This method permits to obtain the nanocomposite materials with the uniform distribution of nanoparticles in the polymer matrix volume. The rise of the silica concentration in the nanocomposite film was shown to lead from one hand to the progressive fall of both the Young's modulus and yield stress and from another hand to the rise of the ultimate deformation and thermal expansion coefficient values. These effects were ascribed to the formation of the excessive free volume in the material along with the raise of silica concentration. This suggestion has arisen from the results of the density measurements of the films studied as compared to the calculated density values. Both the silica nanoparticles formation and the presence of the nanopores sustem in the nanocomposite films studied were evidenced by the AFM investigation of both films surfaces.

Методом параллельного синтеза с использованием золь-гель технологии получены пленки алифатического полиуретана следующей структуры:



наполненные сферическими наночастицами двуокиси кремния в концентрациях до 10 масс.%. Примененный метод позволяет получить нанокомпозиции с повышенной однородностью распределения концентрации наночастиц по объему материала. Механические испытания продемонстрировали весьма существенную зависимость свойств полученных пленок от концентрации наночастиц, что уже само по себе является нетривиальной ситуацией для случая нанокомпозиций на основе полимерной матрицы и сферических наночастиц, в силу высоких значений порогов перколяции для такого рода композиций. Характер концентрационных зависимостей механических характеристик пленок полученных композиций принципиально отличается от тех эффектов, которые обычно наблюдаются при введении наночастиц в различные полимерные матрицы. По мере роста содержания двуокиси кремния в изученных композициях зарегистрировано последовательное снижение жесткости материала – модуля упругости и предела пластичности, и одновременно – последовательный рост предельной деформации до разрушения.

Исходный алифатический полиуретан, примененный в качестве матричного полимера при синтезе изученных композиций, является хрупкой системой с высоким уровнем внутренних механических напряжений. При попытке изготовить из него какие-либо материалы (пленки, листовые материалы) наблюдается интенсивное растрескивание уже на стадии формования последних. Из нанокомпозиций же полиуретан-двуокись кремния были приготовлены нехрупкие пленочные материалы, демонстрирующие пластический характер деформирования, вполне пригодные для практического использования.

Показано, что по мере роста концентрации наночастиц в материале наблюдается рост линейного коэффициента термического расширения пленки и снижение показателей термостойкости.

Описанные изменения характеристик нанокомпозиционных пленок сопоставлены с результатами денситометрических исследований. Последние показали, что по мере роста содержания двуокиси кремния в композиции наблюдается последовательный рост плотности пленки, но экспериментальные значения плотности оказались заметно ниже, чем предсказанные для этих систем расчетные значения, полученные исходя из аддитивной модели композиции. При этом разница между расчетными и экспериментальными значениями плотности увеличивается с ростом концентрации двуокиси кремния в материале. Этот эффект указывает на образование в исследованных композициях избыточного свободного объема и рост его по мере повышения концентрации двуокиси кремния. Избыточный свободный объем оказывает своего рода пластифицирующее действие на механическое поведение изучаемых систем.

Подтверждение этих гипотез получено при исследовании поверхностей нанокомпозиционных пленок методом атомно-силовой микроскопии (ACM). Зарегистрировано наличие в полимерной матрице сферических включений. Для композиций всех исследованных составов минимальный размер наночастиц составляет ~ 8 нм. Кроме того, наблюдаются более крупные наночастицы размерами 20-50 нм, которые составляют основную популяцию. Следует отметить, что для верхней (свободной) поверхности каждой из композиций характерно наличие небольшого количества крупных агрегатов размерами от 100 до 250 нм, которые, по-видимому, состоят из наночастиц меньших размеров. На нижней поверхности (обращенной к подложке при изготовлении пленки) крупные агрегаты отсутствуют.

Данные ACM подтверждают также наличие в композиционных пленках системы пор. На ACMизображениях топографии участков обеих поверхностей пленок композиций хорошо видны нанопоры (черные пятна), размеры которых изменяются от 15 до 100 нм. Оценка глубины обнаруженных нанопор по профилограммам дает значения не менее 2 - 7 нм. Полную глубину пор оценить невозможно из-за конечных размеров острия кантилевера. Наличие большого количества нанопор на обеих поверхностях пленок позволяет предположить, что синтезированные композиции имеют пористую морфологию по всему объему.

Таким образом, установлено, что отличительной особенностью полученных гибридных материалов является нанопористая морфология «губчатого» типа.

Обнаруженный в работе эффект генерации избыточного свободного объема в системе полимер-нанонаполнитель интересен с точки зрения возможностей практического применения. Помимо возможности модификации механических характеристик материала этот эффект может рассматриваться как перспективный подход к получению диэлектрических материалов для электроники с пониженными значениями диэлектрической постоянной, а также как возможность регулирования транспортных свойств полимерных пленок.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ КОНТАКТНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ Григорьев Е.Г.

Россия, Московский инженерно-физический институт (государственный университет), EGGrigoryev@MEPHI.RU

FORMATION OF THE NANOSTRUCTURE COATING BY CONTACT ELECTROEXPLOSION Grigoryev E.G.

The electroexplosion method is described for nanostructure cemented carbide coatings. The structure and properties of the coating and substrate layers of steel P6M5 are investigated.

Электрический взрыв проводников успешно используется для получения нанопорошков различных металлов, сплавов, соединений. При электрическом взрыве вблизи поверхности возможно модифицировать структуру материала в приповерхностной области и наносить на поверхность упрочняющие покрытия продуктами взрыва. Структура и свойства формируемых покрытий определяются выбором материала взрывающегося проводника и параметрами электрического взрыва. В работе исследуются закономерности электрического взрыва контакта между твердым сплавом ВК8 и инструментальной сталью P6M5. Соответствующий выбор геометрии контакта позволяет реализовать электрический взрыв твердосплавного электрода непосредственно над поверхностью стали Р6М5. Существенные особенности электрического взрыва контакта обусловлены отличием электрофизических характеристик контактной поверхности от объемных и их резким изменением в процессе прохождения импульса тока с плотностью $\geq 10^6$ A/см² и длительностью $\leq 10^{-4}$ с. Установлено, что выделение энергии электрического импульса сконцентрировано в контактной зоне проводников шириной ~ 200 мкм. Проведен расчет физических процессов, протекающих в узкой контактной зоне, на основе совместного решения системы уравнений электродинамики и механики сплошных сред. Результаты моделирования позволили определить оптимальные параметры электровзрыва, при которых на поверхности формируется нанокристаллическое покрытие, обладающее высокой твердостью, износостойкостью, прочным сцеплением со стальной основой. Покрытие имеет многослойную структуру, каждый слой которой выполняет определенную функцию. Непосредственно со стальной поверхностью контактирует тонкая прослойка кобальта (менее 1 мкм), обеспечивающая прочное соединение между покрытием и стальной подложкой. Над ней расположен слой карбида вольфрама (6 ÷ 7 мкм), обладающий высокой твердостью. Слой карбида вольфрама покрывается слоем (9 ÷ 11 мкм) чистого мелкокристаллического вольфрама с характерным размером зерен менее 400 нм. Локальный нагрев и последующее высокоскоростного охлаждение приповерхностных объемов основного материала приводит к образованию спектра структур на основе стали Р6М5. Металлографический анализ дает четкую картину распределения слоев и возможность непосредственного определения их толщины (рис.1).



Слой 1 – мелкокристаллический вольфрам в виде сферических частиц. Слой 2 - карбид вольфрама (HV ~ 1800). Слой 3 - сталь с крупным зерном и коагуляцией карбидов. Слой 4 – типичная структура стали Р6М5. Анализ распределения содержания основных элементов W, Co, Fe, Cr, Mo, V при сканировании от поверхности вглубь материала показал, что на поверхности отсутствуют Со, Fe и другие элементы. Небольшое количество кобальта (<1%) обнаружено лишь в подповерхностном слое. Существующая классификация структур этой стали позволяет сделать выводы о протекании процессов отжига, отпуска мартенсита, коагуляции карбилов различного состава.

Рис.1

Результаты измерения микротвердости (по Кнуппу) дополняют и детализируют картину структурных изменений в покрытии и основном материале Р6М5.

ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛИ

Диденко Д.И., Рыбинская Т.А. Россия, Технологический институт Южного федерального университета в г. Таганроге,

mkk@egf.tsure.ru

SUPERFICIAL STRENGTHENING PROCESSING WITH SIMULTANEOUS HEATING OF A BLANKET OF A DETAIL

Didenko D.I., Rybinskaya T.A.

Possibility of use of a way of superficial hardening of details by means of the device for superficial strengthening processing with simultaneous heating of a blanket of a detail is considered. It accelerates process of superficial plastic deformation and reduces power inputs, allows to regulate size of density of internal energy. It is especially important at designing of operations of hardening at a stage of constructional-technological preparation of manufacture.

Поскольку протекание в поверхностном слое под воздействием инструмента механических, тепловых и структурно-фазовых явлений приводит к его упрочнению и, как следствие, формированию качественно нового поверхностного слоя с более высокими физико-механическими характеристиками, влияющими на повышение таких эксплуатационных свойств деталей, как усталостная прочность, контактная выносливость, износостойкость.

Задачей является предложение реализации способа поверхностного упрочнения деталей с одновременным нагревом поверхностного слоя и поверхностным пластическим деформированием (ППД), посредством устройства для поверхностной упрочняющей обработки деталей с одновременным нагревом поверхностного слоя.

При этом кинетическая сущность процесса поверхностного пластического деформирования заключается в объемной повреждаемости поверхностного слоя, при которой в деформируемом элементе зарождаются и накапливаются различного рода дефекты и повреждения. Так же следует учитывать что, как только повреждаемость материала в локальном микрообъеме достигает предельной (критической) величины, начинается процесс его разрушения в виде микро- и макронарушений. Следовательно наибольший эффект упрочнения поверхностного пластического упрочнения достигается за промежуток времени или циклов нагружения, при котором в элементах поверхностного слоя накапливается критическая (предельная) повреждаемость. Согласно термодинамической теории, процесс идет в двух противоположных, взаимосвязанных и одновременно протекающих в деформируемых объемах поверхностного слоя явлений: роста плотности скрытой энергии различного рода дефектов и повреждений, накапливающихся в материале вследствие работы внешних сил и снижения ее вследствие различного рода релаксационных процессов, протекающих внутри деформируемого элемента поверхностного слоя. При этом рост плотности скрытой энергии связан с повреждаемостью материала и, как следствие, упрочнением поверхностного слоя, а ее снижение — с динамическим возвратом (разупрочнением) вследствие теплового эффекта пластической деформации. Значительная часть тепловой энергии, связанной с тепловым эффектом пластической деформации, не задерживается в деформируемом элементе поверхностного слоя, а рассеивается по телу детали, в деформирующее тело и в окружающую среду за счет теплообмена. И лишь незначительная часть этой энергии задерживается в деформируемом элементе, повышая его внутреннюю энергию на величину ΔE_{T} . Таким образом накапливаемая в деформируемом элементе поверхностного слоя внутренняя энергия Δ E определяется суммой двух составляющих: потенциальной (скрытой) $\Delta E_{\rm C}$ и кинетической (тепловой) $\Delta E_{\rm T}$; $\Delta E = \Delta E_{\rm C}$ + Δ E_T. Эта энергия связана с повреждаемостью материала (Δ E_C) и его термическим разупрочнением (ΔE_T), является ответственной за прочностные свойства поверхностного слоя, формируемого в процессе поверхностного пластического деформирования.

Поэтому максимально упрочненным поверхностный слой считается, когда плотность Е внутренней энергии в деформируемых элементах, находящихся на поверхности детали, достигнет предельной величины Е*. Это состояние поверхностного слоя характеризуется наиболее высокими прочностными свойствами, так как твердость, остаточные напряжения и обеспечивают максимальное повышение эксплуатационных характеристик детали. Предельная плотность Е* внутренней энергии, соответственно нарушение межатомных связей наступает в результате поглощения предельной для данной кристаллической решетки величины энергии.

При механическом нагружении до разрушения поверхностного слоя, процессу нарушения межатомных связей предшествует искажение кристаллической решетки до критической величины. При механическом нагружении предельное искажение кристаллической решетки обусловлено скоплением в деформируемых локальных объемах поверхностного слоя критической плотности дислокаций, при которой дальнейшее поглощение энергии кристаллической решеткой приводит к нарушению межатомных связей. Учитывая, что удельная энергия, затрачиваемая на предельное искажение кристаллической решетки, не зависит от вида подводимой энергии (тепловая или механическая) и соответствует величине теплосодержания (энтальпии) металла. А так же то, что в процессе нагрева энергия поглощается кристаллической решеткой практически равномерно по всему объему металла, а при пластической деформации вследствие анизатропности и несовершенства кристаллической решетки происходит неоднородное поглощение энергии. Следовательно, для обеспечения максимального упрочнения в процессе нагружения в локальных объемах, находящихся на границе контакта поверхности с инструментом, искажения кристаллической решетки должны достигать предельно возможной величины. Соответственно при поверхностном пластическом деформировании (ППД) целесообразно насыщение поверхностного слоя энергией за счет его предварительного нагрева, подогрев металла осуществляется плазменной горелкой (или комплектом горелок) до температуры ниже структурно-фазовых превращений. Температура нагрева 320 - 550 ° С. Зона нагрева расположена перед зоной ППД.

Разработана конструкция устройства для поверхностной отделочной упрочняющей обработки, которая позволяет за каждый динамический контакт с обрабатываемой деталью получать идентичное распределение пластических отпечатков на ее поверхности, представляющих набор последовательно расположенных ячеек с заданным отпечатком (форма отпечатка определяется набором деформирующих стержней разделенных на группы вставками и образующих участки с геометрическим рисунком, при этом в каждой группе деформирующая часть стержней выполнена с разделением на несколько составляющих с уменьшением контактной площади при увеличении точек контакта в направлении от нагревательных элементов. При этом с уменьшение контактной площади при увеличение поверхностного слоя.

Сущность предлагаемого устройства для поверхностной отделочной упрочняющей обработки заключается в том, что осуществляется возможность за один проход осуществлять наложение одного регулярного рельефа на другой. При этом задавать форму отпечатков в виде ячеек постоянной или переменной плотности, обеспечить формирование микрорельефа за один проход инструмента на каждом участке поверхности, не превышающем по размерам габаритные размеры рабочей зоны, обеспечив высокую точность параметров получаемого микрорельефа. Добиться помимо упрочнения еще и уплотнения поверхностного слоя и закрытия макропор, что снижает возможность проникновения активных сред вглубь металла. Получение регулярного микрорельефа с применением предложенного устройства позволяет создать оптимальный интервал сплошности поверхностного упрочнения и коэффициенту трения. А так же имеется возможность простой и легкой замены контактной деформирующей части при выборе требуемого рисунка ячеек пластических отпечатков.

Использование предложенного технологического решения не только ускорит процесс поверхностного пластического деформирования и снизит энергозатраты, но позволяет регулировать величину плотности внутренней энергии, накапливаемой локальным микрообъемом поверхностного слоя, а так же задавать глубину его расположения от наружной поверхности детали. Что имеет важное практическое значение, особенно при проектировании операций упрочнения на стадии конструкторско-технологической подготовки производства.

Список литературы

- 1. Бабичев А.П., Мотренко П. Д. и др. Отделочно-упрочняющая обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2003. 192 с.
- 2. Лебедев В.А. Оценка эффективности упрочнения деталей методами ППД на основе термодинамических представлений процесса. Вестник машиностроения. 2004. №6, С 63-67.

ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ, АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. Дорофеева Т.И., Мамаева В.А.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, пр. Академический, 2/4, 634021, E-mail: dorofeevatomsk@rambler.ru

FORMATION OF MULTUFUNCTIONAL OXIDE CERAMIC COATINGS ON ALLOYS OF ZIRCONIUM, ALUMINUM, TITANIUM AT MICROPLASMA INFLUENCE Dorofeeva T.I., Mamaeva V.A.

Russia, Institute of strength physics and material science SB RAS, Tomsk, Academical str., 2/4, 634021, E-mail: dorofeevatomsk@rambler.ru

В настоящее время решаются вопросы, связанные с разработкой новых способов получение наноматериалов с заданными параметрами и заданного качества, поскольку наноматериалы оказывают огромное влияние на развитие различных областей науки и новейших технологий. Отдельным классом наноматериалов являются материалы с наноструктурированными поверхностями наноструктурными покрытиями.

Применяемый в данной работе микроплазменный метод обработки материала в растворе позволяет формировать оксидно-керамические пористые покрытия на вентильных металлах (титан, алюминий, цирконий, магний.). Эти покрытия характеризуются различными физико-механическими свойствами, и могут применяться в качестве защитных, коррозионно- и износостойких, декоративных в различных отраслях промышленности, медицины и т.д..

Формирование оксидно-керамических покрытий происходит при высоковольтном импульсном воздействии на границу раздела металл-раствор. Высокие плотности тока и высокие напряжения локализуют высокоэнергетические потоки энергии на границе раздела фаз, что приводит к возникновению новых физико-химических реакций, физических эффектов и процессов. Использование коротких по своей длительности импульсов приводит к локальному разогреву участков поверхности составляющему 0,01-10 мкм, к выбросу материала основы в раствор электролита с последующим его осаждением в виде оксидов на поверхности, а также к образованию пор с размерами 0,01 - 10 мкм. Размеры пор непосредственно зависят от длительности импульсов. За счет того, что скорость разогрева при высокоэнергетическом импульсном воздействии и скорость охлаждения высока, кристаллизация происходит за сравнительно короткий временной промежуток, поэтому образующиеся кристаллы характеризуются малыми размерами – нанокристаллы.

Согласно общепринятому определению наноструктурированные материалы или наноматериалы характеризуются не только геометрическими размерами менее 100 нм хотя бы в одном направлении, но также и изменением физико-механических свойств по сравнению с материалом большего объема. Полученные на металлической подложке наноструктурные покрытия имеют повышенную, по сравнению с подложкой, твердость, износостойкость, термостойкость, коррозионостойкость. Кроме того, формируемые покрытия отличаются хорошей адгезией к поверхности, причем свойства покрытия могут моделироваться под условия заказчика. Изменяя режимы микроплазменного воздействия, составы используемых растворов электролитов, изменяется скорость роста покрытия, возможность включения компонентов электролита в покрытие, характер разветвленности пор, их расположение и размер, что, в свою очередь, позволяет конструировать оксидные покрытия с заданной структурой и составом покрытия, обладающие определенными физико-химическими свойствами. Их применение позволит существенно повысить прочность, износостойкость, усталостную долговечность и, как следствие, эксплуатационный ресурс работы конструкционных и функциональных материалов.

Пористые оксиды, формируемые микроплазменным способом обработки металлов, обладают уникальной структурой, позволяющей их использование в качестве матрицы для изготовления столбиковых, нитевидных, точечных, конусообразные и другие элементов с наноразмерами, которые невозможно получить и воспроизвести известными методами микрообработки. Применение наноструктурированных материалов открывает новые возможности для монтажа и контактирования отдельных компонентов микросистем, которые заключаются не только в уменьшении размеров соединений, но также и в управлении свойствами материалов. На основе нанопористых материалов могут быть созданы катализаторы, имплантаты, матрицы и другие материалы, обладающие уникальным комплексом свойств.

СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ХРОМОВАНАДИЕВОГО ЧУГУНА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА Дураков В.Г., Дампилон Б.В.

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

STRUCTURE AND WEAR-RESISTANT OF ELECTRON-BEAM COATINGS OF CHROME-VANADIUM IRON OF EUTECTIC COMPOSITION Durakov V.G., Dampilon B.V.

Structure and wear-resistant of chrome-vanadium iron coatings of eutectic composition was studied. Coatings are obtained by electron-beam surfacing in vacuum. Powder composition PGS27+Fe+V for surfacing of coatings was used. The coatings with mainly eutectic structure during surfacing process of powder composition PGS27+Fe+V are formed. Vanadium is composed of eutectic carbides and it is formed superdispersed carbides in the austenite-ferrite matrix. The precipitation of secondary carbides Cr_7C_3 and V_2C takes place after normalizing (1100^oC) of coatings. Wear-resistance and microhardness of coatings PGS27+11% wt.Fe+4% wt.V are increased after normalizing.

Выбор хромистого чугуна эвтектического состава в качестве наплавочного материала для электронно-лучевой наплавки в настоящей работе был обусловлен тем, что этот материал является природным композиционным материалом, в структуре которого сочетаются относительно пластичная основа и твердый и прочный, пространственно разветвленный каркас эвтектических карбидов хрома. Для легирования хромистого чугуна с целью дополнительного дисперсного упрочнения покрытий был выбран ванадий. Известно, что ванадий, обладает высокой реакционной способностью и образует ультрадисперсные карбиды уже в жидком металле и в дальнейшем стоек к коагуляции при высоких температурах. Следует отметить также, что твердость карбидов ванадия VC (HV~3000) значительно выше основных карбидов (Cr, Fe)₇C₃ (HV~1550) хромистого чугуна.

Целью настоящей работы является исследование структуры и свойств покрытий из хромистого чугуна эвтектического состава легированного ванадием.

Материалы и методики эксперимента.

Покрытия были получены методом электронно-лучевой наплавки в вакууме. Для получения наплавочного порошкового материала была приготовлена механическая смесь эвтектического состава, состоящая из промышленных порошков хромистого чугуна марки ПГС27 (заэвтектический чугун), железа и ванадия. Химический состав наплавочного материала представлен в таблице 1.

гаолица 1. Лимический состав наплавочного порошкового материала.								
Состав, %вес.	Cr	С	Si	Ni	Mn	V	Fe	
ПГС27+11%Fe+4%V	22.7	3.65	0.85	1.36	1.02	4	OCT.	

Таблица 1. Химический состав наплавочного порошкового материала.

С целью дополнительного упрочнения покрытий за счет выделения дисперсных карбидов в матрице часть образцов подвергли нормализации при температуре T_{отж} =1100 °C в течение одного часа. Структурно-фазовое состояние покрытий определяли с использованием микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) на установке «КОМЕВАХ MICROBEAM». Микротвердость (H_{□ 1,96}) покрытий определяли на приборе ПМТ-3. Испытания покрытий на стойкость к абразивному изнашиванию проводили согласно ГОСТ 23.208-79 «Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежесткозакрепленные абразивные частицы» (кварцевый песок). В качестве эталона использовались образцы, изготовленные из стали 45 в отожженном состоянии.

Результаты и обсуждение.

Анализ металлографических исследований покрытий из хромованадиевого чугуна эвтектического состава показал, что их структура (рис.1а) в отличие от структуры заэвтектических составов (рис.1б) характеризуется скелетообразным строением, представляющим собой аустенитокарбидную эвтектику. Матричной фазой эвтектики является аустенит, а разветвленной карбид.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа покрытий показали, что эвтектические карбиды содержат значительное количество хрома, железа, ванадия и представляют собой соединение (Cr,Fe,V)₇C₃. Содержание ванадия в аустенитной матрице покрытия составляет порядка 1%. Следует предположить, что ванадий из-за его высокой реакционной способности находится в связке в виде собственных ультрадисперсных карбидов VC.



Рис.1 Микроструктура покрытий из хромованадиевого чугуна: a - эвтектического состава ПГС27+11%вес.Fe+4%вес.V; б – заэвтектического состава ПГС27+4%V.

Проведенные испытания покрытий различных составов (рис.2) на абразивную износостойкость показали, что покрытия эвтектического состава с ванадием хотя и обладают меньшей твердостью (Нµ), однако и не уступают по износостойкости покрытиям заэвтектического состава ПГС27 без ванадия. Карбиды ванадия упрочняют аустенитную матрицу, повышая микротвердость и абразивную износостойкость покрытий.

Электронно-лучевая наплавка характеризуется высокой скоростью кристаллизации зоны расплава. При наплавке покрытий из хромованадиевого чугуна в результате быстрой кристаллизации покрытие находиться в неравновесном состоянии, т.е. матрица представляет собой пересыщенный твердый раствор. Последующая термообработка (нормализация) приводит к выделению ультрадисперсных карбидов хрома Cr_7C_3 и ванадия V_2C . После нормализации покрытий микротвердость и абразивная износостойкость увеличиваются за счет упрочнения матрицы выделившимися вторичными карбидами.



Рис.2. Коэффициент относительной абразивной износостойкости К_и покрытий из хромованадиевого чугуна различного состава (до и после нормализации).

Выводы:

- 1. При наплавке хромистого чугуна марки ПГС27 с добавлением железа (11% вес.) и ванадия (4% вес.) формируются покрытия, структура которых представляет собой аустенитокарбидную эвтектику.
- 2. Ванадий в покрытиях входит в состав эвтектических карбидов (Cr,Fe,V)₇C₃ и образует собственные ультрадисперсные карбиды типа VC, упрочняющие аустенитную матрицу.
- 3. В результате термической обработки (нормализация) происходит значительное выделение из матрицы вторичных ультрадисперсных карбидов хрома Cr₇C₃ и ванадия V₂C, повышающих абразивную износостойкость и микротвердость покрытий.

САМОУПРОЧНЯЮЩИЕСЯ ПОКРЫТИЯ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА Дураков В.Г., Дампилон Б.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И.

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

SELF-REINFORCING COATINGS OF HIGH-CHROMIUM IRON FUSED BY ELECTRON BEAM Durakov V.G., Dampilon B.V., Panin V.E., Pochivalov Yu.I.

Wear-resistant of high-chromic iron coatings alloyed by carbide formers was studied. Coatings are obtained by electron-beam surfacing in vacuum. Powder composition PGS27 with carbide formers for fusing of coatings was used. Coatings are hardened during friction due to precipitation of superdispersed carbides in near-surface region of coatings. Changing of both structure and phase composition in near-surface region of coatings after friction was detected.

ресурса работы Для деталей широко используются повышения покрытия ИЗ высокохромистого чугуна. Метод электронно-лучевой наплавки характеризуется рядом особенностей, таких как высокая степень перегрева расплавленного металла в зоне действия электронного луча и высокая скорость кристаллизации ванны за счет охлаждения в массу. Эти факторы способствуют формированию покрытий из высокохромистого чугуна с большой долей остаточного аустенита сильно пересыщенного легирующими элементами. Увеличение износостойкости хромистых чугунов можно добиться путём введения в их состав сильных карбидообразователей на основе тугоплавких металлов. При нормализации происходит выделение мелкодисперсных карбидов, вызывающих дополнительное упрочнение покрытия. Но такого вида термообработка, связанная с нагревом до 1100 °C, не всегда допускается наплавленными деталями. Возможен также эффект дополнительного упрочнения за счет выделения карбидов в условиях граничного трения связанный с циклическим характером формирования на поверхностях трения локальных участков повышения температуры и локальных полей напряжений сжатия-растяжения.

В работе установлены оптимальные пределы легирования хромистого чугуна карбидообразующими элементами. Исследования поверхности покрытий с помощью растровой электронной микроскопии показали, что в структуре покрытий присутствуют мелкодисперсные частицы карбидов. Причём максимальное количество их наблюдается после нормализации. Установлено, что в приповерхностном слое в местах износа происходит изменение структуры и фазового состава наплавленных покрытий. Показано, что высокая износостойкость наплавленных покрытий, не прошедших нормализацию, связана с эффектом дополнительного упрочнения в процессе износа.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ДИБОРИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА В РАСПЛАВЛЕННОМ СОЛЕВОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ

Елшина Л.А., Кудяков В.Я.

Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия e-mail: yolshina@ihte.uran.ru

HIGH-TEMPERATURE ELECTROCHEMICAL SYNTHESIS OF NANOSCALE COVERING OF ALUMINIUM AND TITANIUM DIBORIDES IN MOLTEN SALT ELECTROLYTE Yolshina L.A., Kudyakov V.Ya.

High-temperature electrochemical interaction of aluminum and titanium with the molten chloride mixture with boron oxide (up to 1.5 wt.%) leads to the formation of dense protective layers of diborides of aluminum and titanium on the metallic surfaces. Covering which was obtained under current less exposure in molten eutectic mixture of sodium and cesium chlorides containing from 0.1 to 1.0 wt.% B_2O_3 is not uniform, has poor adhesion to the metallic surface and easily can be removed from it. Only under anodic activation of aluminum and titanium which destroyed dense natural oxide scales allows to produce very good quality glass-shining coatings of aluminum and titanium diborides and nanopowders of titanium boride.

Взаимодействие алюминия и титана с бором, а также борсодержащими соединениями в последнее время изучается многими авторами в связи с необходимостью создания быстрого и дешевого метода получения диборидов алюминия и титана, обладающих такими уникальными свойствами, как высокая твердость, удельная прочность, температура плавления, химическая стойкость, температуро- и электропроводность, низкий температурный коэффициент линейного расширения. В качестве борирующего агента при синтезе диборида алюминия могут использоваться бор, оксид бора, карбид бора, нитрид бора, а также другие борсодержащие материалы. Оксид бора относится к числу реагентов, обладающих наибольшей борирующей способностью, а карбид бора – к наиболее слабым.

После выдержки алюминиевых образцов в расплаве, содержащем B_2O_3 , на поверхности алюминия образуется плотная тонкая пленка, состоящая из пластинчатых кристаллов AlB₂. Можно предполагать, что в условиях бестоковой выдержки алюминия в расплаве CsCl – NaCl с добавлением от 0.1 до 1.5 мас. % оксида бора в температурном интервале 810 - 870 K на алюминиевой поверхности образуются слои AlB₂ или слои, состоящие из смеси боридов AlB₂ и AlB₁₂ по реакциям: $6B_2O_3 + 13Al = AlB_{12} + 6Al_2O_3$ (1) $\Delta G_{773} = -2461.16$ кДж; $\Delta G_{873} = -2409.56$ кДж;

 $B_2O_3 + 3Al = AlB_2 + Al_2O_3$

(2)

 $\Delta G_{773} = -509.67$ кДж; $\Delta G_{873} = -500.00$ кДж;

По величинам энергии Гиббса для реакций (1) и (2) можно судить о термодинамической возможности протекания этих реакций при заданных температурах, причем с ростом температуры величины энергий Гиббса для обеих реакций становятся более положительными.

При непосредственном взаимодействии трудно восстановимого оксида бора с алюминием этот процесс идет с низким выходом борида алюминия. Анодная поляризация алюминия в хлоридном расплаве активирует поверхность алюминия, разрушая «естественную» оксидную пленку, вследствие чего становится возможным проводить борирование алюминия при температурах не выше



Рис.1. Микрофотография поверхности боридного покрытия на алюминии, полученного в расплаве CsCl – NaCl– 0.2 мас. % B₂O₃.

870 К без перевода алюминия в жидкое состояние. Таким образом, можно получать удобные для практического применения покрытия из AlB₂ на алюминии.

DFMN-2009

Оптимальным режимом получения ровного покрытия AlB_2 на алюминии следует признать пятичасовую выдержку алюминия в расплаве $CsCl - NaCl c \ 0.1 - 0.2$ мас. % B_2O_3 при температуре 870 К на воздухе.

Исследовано электрохимическое взаимодействие титана марки ВТ1 с расплавленной эвтектической смесью хлоридов цезия и натрия, содержащей от 0.2 до 1.0 мас.% оксида бора, при температурах 810, 860 и 870 К в атмосфере аргона. Потенциал коррозии титана устанавливается в течение 1-2 часов, причем происходит смещение потенциала в отрицательную сторону при всех концентрациях оксида бора. С повышением температуры с 810 до 870 К происходит сдвиг потенциала коррозии с -1,459 В до -1,286 В, что свидетельствует об образовании на титановой поверхности плотных, прочно сцепленных с основой слоев твердых продуктов коррозии титана. Значение плотности тока коррозии титана в расплаве CsCl-NaCl-0.2 мас.% В₂О₃ в 220 раз меньше плотности тока коррозии титана в чистом расплаве CsCl-NaCl (2.56 10-4 А/см² и 0.0114 А/см² соответственно) при температуре 810 К. Значит, образующаяся на поверхности титана пленка является защитной по отношению к хлоридному расплаву в изученном интервале температур. Действительно, в ходе анодной гальваностатической поляризации на титановой поверхности образуется блестящий, плотный, стекловидный чрезвычайно прочно сцепленный с основой слой черного цвета. Рентгенофазовый анализ показал, что покрытие однофазное и состоит исключительно из диборида титана. Показано, что повышение температуры взаимодействия выше 850 К нецелесообразно, т.к. полученное при более высоких температурах покрытие не является однородным и равномерным по толщине.





Рис.2. Микрофотография поверхности покрытия диборида титана.

Из микрофотографии поверхности диборида титана видно, что покрытие равномерно распределено по поверхности титана, является однородным по толщине и состоит из многочисленных пластинчатых и игольчатых кристаллов диборида титана, плотно упакованных и ориентированных взаимно перпендикулярно по отношению друг к другу



Рис.3. SEM – изображение порошкообразного диборида титана, полученного при импульсной анодно-катодной поляризации титана в расплаве CsCl-NaCl-0.2 мас.% В₂O₃.

При катодно-анодной поляризации титана в импульсном режиме был получен порошкообразный диборид титана, состоящий из агломерированных наночастиц, размер которых варьируется от 100 до 200 нм.

Высокотемпературное электрохимическое взаимодействие алюминия и титана с хлоридным расплавом, содержащим до 1.5 мас.% оксида бора, приводит к образованию плотных, хорошо сцепленных с металлической основой защитных слоев диборидов алюминия и титана. Покрытия, которые были получены при бестоковой выдержке металлов в солевом электролите, отличаются плохой адгезией, неоднородностью, легко могут быть удалены с поверхности. Только при анодной активации поверхности, приводящей к разрушению поверхностного «естественного» оксидного слоя на алюминии и титане, образуются очень качественные блестящие покрытия диборидов алюминия и титана, а также при катодно-анодной импульсной обработке могут быть получены нанопрошки диборида титана.

ГАЗОВЫЕ СЕНСОРЫ НА ОСНОВЕ ГЕТЕРОСТРУКТУР АНОДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОЙ НИТИ

Ефименко А.В., Семенова Т.Л., Салюк А.Н.*

Россия, Институт химии ДВО РАН, *Тихоокеанский океанологический институт ДВО РАН, tcalibri@ru

GAS SENSORS ON THE BASIS OF HETEROSTRUCTURERS ZIRCONIUM THREAD ANODIC FILMS

A.V.Efimenko, T.L.Semenova, A.N.Salyuk * Institute of Chemistry, Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences, *Pacific Oceanological institute, Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences, tcalibri@ru

We studied the properties of the sensors based on anodic oxide films (AOF) of the valve metals (Zr, Ti, Nb) permitting to obtain sensors, more perfect by their parameters and technologies. The principle of examined class action represents an electromotive force changes (ΔE) of AOF, that serves as a galvanic cell in the result of its shunting by electrons, vacated on the AOF surface in the catalytic reaction with donor gases. The proper, stable r.e. was presented as a fixed, oxygen impoverished section of AOF securing the respective oxide dissociation pressure P* with equal ion and electron transfer number values. The sensor on the basis of zirconium thread (d=0.12mm, d=8mm) coated with a gas-penetrable AOF (cubic ZrO₂ (CSZ)) was found to be the most perspective. Zr thread served as an optimum, economical micro-heater, thermal stabilizing electro resistant thermometer and potential outlet of r.e. The platinum electrode with a push contact attached at the middle of the thread served as a second outlet. AOF structures CSZ were obtained by the micro-spark oxidation method at the potential 460V in Ca(H₂PO₂) aqueous solution (20g/L).

Наиболее актуальными задачами современной сенсорики, как одного из направлений микроэлектроники, являются фундаментальные исследования физико-химических свойств новых перспективных материалов и структур, в особенности пленочных, разработка экспериментальнотеоретических основ функционирования сенсоров, поиск новых эффектов и создание более совершенных по параметрам, высокотехнологичных, миниатюризированных сенсоров и приборов для анализа газовых и жидких сред. Высокий спрос на сенсоры предопределил широкий диапазон их применения в самых различных областях: нефте-, газо-, горнодобывающей, автомобильной (измерители СО) промышленности, ТЭЦ, ГАИ (анализаторы алкоголя), экологический мониторинг.

Современное состояние твердотельной сенсорики определяется твердоэлектролитными (потенциометрическими) сенсорами, сенсорами смешанного потенциала, полупроводниковыми сенсорами (резистивными) и сенсорами электронно-ионного типа на основе анодных пленок.

К настоящему времени самый многочисленный класс газовых сенсоров составляют полупроводниковые, резистивные и твердоэлектролитные, потенциометрические сенсоры. Из полупроводниковых, наиболее широкое распространение получили сенсоры серии TGS (Япония), основанные на эффекте изменения электропроводности пленок, получаемых на основе порошков полупроводниковых оксидов (SnO₂, TiO₂, Nb₂O₅ и др.), под действием донорных паров и газов. В классе твердоэлектролитных сенсоров самое большое применение получили сенсоры на основе керамических гальванических ячеек (г.я.) высокотемпературной, кубической, стабилизированной модификации ZrO₂, ставшие уже классическими, ввиду их широкого использования. Принцип действия таких сенсоров основан на изменении Э.Л.С. ячейки в зависимости от величины парциального давления кислорода на измерительном электроде. Наряду с достоинствами полупроводниковых сенсоров – высокая чувствительность, быстродействие, возможность миниатюризации, к недостаткам следует отнести нестабильность параметров, дрейф характеристик, вследствие несовершенства технологии получения структур пленок и влияния на электропроводность деградации контактного (с металлом) электросопротивления при Т~650К. В твердоэлектролитных сенсорах эти недостатки исключены благодаря потенциометрическому принципу измерения. Однако по чувствительности и возможности миниатюризации твердоэлектролитные сенсоры уступают полупроводниковым, а технология изготовления характеризуется многоступенчатой схемой. Решение указанных проблем путем создания твердотельных сенсоров возможно сочетающих преимущественные параметры как полупроводниковых, так и твердоэлектролитных сенсоров. Таким требованиям могут удовлетворять гетероструктуры типа М-МО_х-М', где М-металл вентильной группы, MO_x- его анодная оксидная пленка (АОП), М'-нанесенный металлический контакт.

Нами были разработаны твердотельные газовые сенсоры нового поколения на основе гетероструктур М-МО_х-М анодных оксидных пленок (АОП) на металлах вентильной группы, рис.1. Такая классификация была определена ведущими учеными и специалистами в области сенсорики. Это сенсоры, представляющие собой гальваническую ячейку (г.я.), что позволяет использовать потенциометрический принцип измерений. Они являются аналогами полупроводниковых, т.к. дополнительный эффект вносят хемосорбционные каталитические процессы, протекающие на AOII, отличаются экспрессной И универсальной технологией поверхности получения миниатюризированных, стабильных, оксидных структур АОП заданного состава, путем анодирования вентильных металлов Zr, Ti, Nb и др. в водных растворах солей методом микроискрового оксидирования (МИО). Принцип действия исследованного нами класса, основан на суперпозиции механизма функционирования полупроводниковых и твердотельных сенсоров и заключается в изменении Э.Д.С.- (ΔE) АОП, как



Рис. 1. Схема сенсора на основе анодной оксидной пленки





гальванической ячейки, вследствие шунтирования ее электронами, освободившимися в результате каталитической реакции с донорными газами на поверхности АОП. Собственный, стабильный э.с. представлял собой такое фиксированное внутреннее, обедненное кислородом сечение АОП, соответствующее давлению диссоциации оксида -P*, в котором числа переноса ионов и электронов равны (рис.2). Электронно-ионные сенсоры созданы на основе фундаментальных исследований, включающих установление общих принципов управляемого синтеза оксидных пленок методом микроискрового оксидирования (МИО), закономерностей физико-химических свойств пленок, экспериментально-теоретических основ, механизмов функционирования и принципов действия сенсоров.

В качестве наиболее перспективного, нами был разработан сенсор на основе циркониевой нити (d=0,12мм, L=8мм), рис.3, покрытой газонепроницаемой АОП (кубической стабилизированной (CSZ) фазы ZrO₂). Твердотельный газовый сенсор, рис.3, содержит подложку 1, выполненную в виде нити циркония, покрытую АОП, 2, на которую нанесен электропроводящий газопроницаемый контакт, 3, из золота, являющийся измерительным электродом. Сенсор снабжен выводами питания микронагревателя (подложки) от внешнего источника питания, 4, а также выводами от измерительного электрода, 3, и от подложки, 1, для регистрации ЭДС прибором, 5.

Структуры АОП CSZ получали методом микроискрового оксидирования при потенциалах 460В в водном растворе 20г/л Ca(H₂PO₂)₂. Полученные зависимости отклика (ΔE) сенсора от концентраций этанола и метана параллельно смещены и определяются соотношением вида: $\Delta E = \alpha C^{1/3} E_0 u E_0 = (RT/4F) \ln a/P^*,$



Рис.3. Сенсор на основе циркониевой нити

где α - коэффициент чувствительности, а - активность кислорода на поверхности CSZ (измерительном электроде), P^{*} - давление кислорода на э.с., C(ppm) - концентрация газа, Т-температура нити Zr (280^oC при измерениях этанола и 350^oC – метана). Е₀- Э.Д.С. сенсора в воздухе (1250мВ). Постоянная времени т составляла 1-2сек, пороговая чувствительность к этанолу составляла 0,1ppm, к метану-1ppm. При T>400^oC сенсор может выполнять функции λ – датчика.

ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТАЛЛОВ Житару Р.П., Михайлюк А.И. Республика Молдова, Институт прикладной физики АН Р.М.

Республика Молдова, Институт прикладной физики АН Р.М MD-2028, Кишинев; raisa@phys.asm.md

PHYSICAL ASPECTS OF THE METAL ELECTRIC-SPARK COATING STRUCTURE R.P. Zhitaru and A.I Michailyuk

It has been fulfilled the structure state analysis of the metal surface layers after their electric-spark treatment (EST) and following treatment by surface plastic deformation (SPD). The structure levels and its scales which fall in the region 20-10³nm have been determined. By the methods of roentgene-structural analysis and electron microscopy it was established that the linear defect density after EST and after EST+SPD are practically the same. The last one allowed tosuggest that the dislocation cooperative activities, rotation processes are a base of plastic deformation mechanism of the metal electric-spark coatings

Перспективным направлением повышения эксплуатационной долговечности конструкционных и инструментальных металлических материалов является упрочнение их поверхностных слоев или нанесение упрочняющих покрытий. Электроискровое легирование (ЭИЛ) вполне соответствует требованиям этого направления и относится к перспективным, мало изученным методам модифицирования поверхностных слоев конструкционных материалов.

Одной из определяющих особенностей ЭИЛ является мощная термопластическая деформация поверхностного слоя обрабатываемого материала, приводящая к существенному его упрочнению. Это обусловлено скоротечным (~ 10^{-4} – 10^{-5} с) импульсным электрическим разрядом между электродом и деталью, в результате которого на катоде-детали формируется микрорасплав массой ~0,05-0,1 мг, который охлаждается до $0,05T_{nn}$ и ниже со скоростью ~ 10^{4} 0 C/c. Такие условия обработки приводят к высокой плотности линейных дефектов в сформированном слое, которая достигает ~ 10^{11} – 10^{12} см⁻². Высокая плотность дислокаций и температурно-временная специфика пластической деформации в процессе ЭИЛ инициируют процессы полигонизации дислокаций и формирования трехмерной ячеистой субструктуры. При этом четкая зависимость вида субструктуры от режимов ЭИЛ не установлена. В связи с этим цель настоящей работы заключалась в уточнении параметров формирующейся при ЭИЛ субструктуры поверхностных слоев, ее специфики и механизма пластической деформации таких слоев.

Для исследования влияния ЭИЛ на структуру поверхностных слоев металлов были выбраны в качестве образцов и электродов чистые металлы: железо, медь, титан. Поверхностное пластическое деформирование (ППД) осуществляли с помощью обкатывающего устройства, в котором деформирующим инструментом являлся шарик диаметром 16 мм. Обкатку проводили при нагрузке 0,4–1,5 Н. В качестве образцов в этом случае использовали ролики из сталей X18H9T, 45, 40X и титанового сплава ВТ-1. Электроискровую обработку (ЭИО) проводили на установке Элитрон-22 при силе тока 2 А.

Исследования структуры проводили методами световой и электронной микроскопии (сканирующей и просвечивающей), рентгеноструктурного анализа (дифрактометр Дрон-2). Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 Н.

Исследования показали, что в результате термопластической деформации, протекающей при ЭИЛ, в поверхностных слоях формируется ячеистая субструктура (рис.а). Согласно данным рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии размерные параметры такой субструктуры находятся в пределах 20–130 нм, что соответствует мезоуровню структур.

Установлена корреляция между величиной блоков мозаики и степенью износа упрочненных методом ЭИЛ поверхностей железа, меди и титана Наибольшей износостойкостью при испытаниях в условиях трения скольжения обладали покрытия, представляющие наиболее мелкодисперсную субструктуру, где величина блоков мозаики составляла для железа, меди и титана 17, 130 и 20 нм соответственно. Полученные данные позволяют заключить, что при определенных режимах ЭИО в поверхностном слое металлов формируются структуры и субструктуры наноразмерной величины, вызывающие новые физико-механические свойства.

Во второй части работы были проведены исследования влияния поверхностно-пластической деформации на микронапряжения и структуру поверхностных слоев, сформированных электроискровым легированием Рентгеноструктурный анализ состояния субструктуры таких

поверхностных слоев показал, что в слое толщиной ~12 мкм величины β_{211} (линия физического уширения) после ЭИЛ и после комплексного воздействия ЭИЛ+ППД в пределах экспериментальной ошибки совпадают. Результат свидетельствует о неизменности плотности линейных дефектов в процессе ППД, что отражает наличие коллективных эффектов в системах дислокаций, приводящих к переходу от дислокационных к поворотным модам деформации. В таких условиях основным механизмом пластической деформации, как правило, является зернограничное проскальзывание, вызывающее взаимный поворот микрообъектов.

Действие ППД начинается с уровня деформации, когда сформирована ячеистая субструктура (рис.а). Это свидетельствует, что после электроискровой обработки механическое поле в деформируемом материале уже содержит две компоненты: трансляционную и ротационную, взаимосвязанные между собой. Электронно-микроскопические исследования показали, что в процессе ППД ячеистая структура продолжает развиваться, трансформироваться и заполняет всю поверхность образца. Границы многих ячеек становятся размазанными и в большинстве случаев имеют разрывы, интенсифицируются зернограничное проскальзывание и процессы поворотного типа. При дальнейшем воздействии ППД вблизи границ фрагментов возникают изгибные контуры, происходит развитие разориентированной сетчато-полосовой структуры (рис.b). При этом образуются полосы локализованной в приграничных зонах деформации, в которых происходит экструзия ячеек структуры, состояние материала становится сильно напряженным. Таким образом в результате совместного воздействия ЭИЛ и ППД на поверхностные слои металлов, ячеистая полосовая дислокационная субструктура переходит в разориентированную полосовую дисклинационную структуру (рис.b). Размер ячеек с увеличением деформации практически не изменяется. Аккомодационные процессы на этом этапе деформирования являются ротационными (разориентация достигает ~10°), их появление повышает пластический характер деформации материала, что повышает его долговечность. Масштабные уровни ячеистой и полосовой субструктур находятся в диапазоне $20-10^3$ нм.

Прочностные свойства поверхностных слоев исследуемых металлов после ЭИЛ и ЭИЛ+ППД, изученные методами физического уширения и микротвердости, позволили установить, что дополнительное воздействие ППД практически не изменяет твердость слоя, сформированного после ЭИЛ, лишь улучшают его состояние... Таким образом, степень упрочнения поверхностного слоя исследуемых материалов после ЭИЛ и после воздействия ППД приблизительно одинакова.

Итак, анализ структурного состояния поверхностных слоев сталей X18H9T, 45, 40X и титанового сплава ВТ-1, сформированных ЭИЛ и последующей обработкой ППД, позволил определить структурные уровни и их масштаб, который находится в пределах 20–130 нм. Тот факт, что плотность линейных дефектов после ЭИЛ и ЭИЛ+ППД практически одинакова, позволяет заключить, что пластическая деформация поверхностных слоев, сформированных в процессе ЭИЛ, протекает в основном по ротационному механизму.



б

Рис. Дислокационная структура поверхностного слоя (а) после ЭИЛ и (б) после ЭИЛ+ППД . Увеличение: 33500-а; 23000 –б.

a

РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НИКЕЛЬ-ОКСИД, ПОЛУЧЕННЫХ ОСАЖДЕНИЕМ В ВАКУУМЕ Ильинский А.И., Лябук С.И.

НТУ «ХПИ», 21 Фрунзе, 61002 Харьков, Украина, ilinskialeks@mail.ru

RELAXATION RESISTANCE OF VACUUM DEPOSITED OF DISPERSION-HARDENED NANOCOMPOSITES Ni -OXID Ilinsky A.I., Lyabuk S.I.

Composite films of Ni-SiO, Ni-Al₂O₃, 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 polycrustalline 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.

Практическое применение крайне неравновесных материалов – нанокомпозитов, полученных на основе PVD – технологии и обладающих уникальными физико-механическими свойствами связано, в частности, с решением проблемы их размерной нестабильности. Действительно, реализация высокопрочного состояния часто сопровождается снижением релаксационной стойкости [1-3]. Отсюда цель работы – анализ практически неизученной релаксационной стойкости дисперсноупрочненных нанокомпозитов Ni-SiO, Ni-Al₂O₃ разного состава.

Объекты в виде фольг толщиной 30 ± 10 мкм получали одновременным электроннолучевым испарением в вакууме Ni и оксидов SiO и Al₂O₃. Активное растяжение с последующей релаксацией напряжений проводили на установке TIRAtest – 2300 высокой жесткости. Релаксация напряжений оценивалась величиной $\Delta\sigma/\sigma 0$, где $\Delta\sigma$ – глубина релаксации напряжений после прекращения активного растяжения, $\sigma 0$ – начальное напряжение, близкое к пределу текучести $\sigma 0$,1. Величина $\Delta\sigma/\sigma 0$, как известно, обратна релаксационной стойкости. Структуру исследовали методами ПЭМ и рентгендифрактометрии.

Основные результаты:

1. Композиты имеют субмикрокристаллическую структуру с зернами 0,3-0,5 мкм, разделенными высокоугловыми границами. Оксиды в виде нанодисперсных частиц (5 – 10 нм) достаточно равномерно распределены в металлической основе.

2. Для композитов характерен рост прочности с увеличением содержания оксидов до 1,5-2 % об. Величина предела текучести достигает значений около 1 ГПа, что соответствует уровню максимальной прочности массивного нанокристаллического никеля.

3. Обнаружено немонотонное изменение параметра Δσ/σ0 с ростом содержания оксидов – максимальные значения соответствуют содержанию оксидов около 1 % об.

Проведено обсуждение полученных результатов. В частности, новый эффект немонотонного изменения релаксационной стойкости с ростом содержания оксидов рассматривается как следствие конкурирующего влияния упрочняющих наночастиц оксидов, являющихся одновременно источниками и стопорами подвижных дислокаций.

Полученные данные позволяют определить оптимальный состав нанокомпозитов, сочетающих высокие прочность и релаксационную стойкость.

1. Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок. - М.: Металлургия, 1986. – 143 с.

2. I.Il'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.

3. Хенкин М.Л., Локшин И.Х. Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. – М.: Машиностроение, 1974. – 255 с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННЫХ КЕРМЕТНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И NI-MO МАТРИЦЫ Калита В.И., Комлев Д.И.

Россия. ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, e-mail: vkalita@imet.ac.ru

MECHANICAL PROPERTIES THE PLASMA CERMETS COATINGS GENERATED FROM CARBON NANOTUBES AND OF THE NI-MO MATRIX

Kalita V.I., Komlev D.I.

Initial mix 30vol% of a nanocarbon material - 52,5vol%Ni-17,5vol%Mo used for formation cermets coatings of plasma spraying. A powder for spraying received mechanically alloyed and thermal processing. At all stages of formation of a material there is an active interaction of initial phases among themselves. As a result of such interaction the coatings with high microhardness, 9,83±1,71 GPa, and with uniform distribution of strengthening phases in a matrix material is formed.

Последние годы характеризуются повышенным вниманием к керметным материалам с наноразмерными упрочняющими фазами. Керметные материалы отличаются высокой твердостью и достаточными пластическими свойствами, необходимыми для получения из них компактов и покрытий. При синтезе порошков для напыления использовали углеродный материал в виде нанотрубок с объемной долей 30% и Ni-Mo матрицу (Puc. 1,a). Углеродный материал, образец № 1, имел удельную поверхностью 130,6 м²/Г. Размер частиц порошков никеля и молибдена был 20-40 мкм. Для изготовления порошка для напыления приготовили смесь следующего состава: 30об% углеродного материала - 52,506%Ni-17,506%Mo, образец № 2. Исходные порошки перемешивали в эксцентриковом шаровом смесителе в течение 8 часов, а затем подвергали механическому легированию (МЛ) в планетарной мельнице № 5 фирмы Фритч в течение 32 часов при 170 об/минуту. Порошок после МЛ спекали в атмосфере аргона при температуре 1100°С в течение 3 часов и затем дробили в порошок в планетарной мельнице на частицы размером 45 – 71 мкм для плазменного напыления. Микротвердость покрытий определяли на шлифах поперечных сечений при нагрузке 0,2 H.

Плазменное напыление вели с местной защитой от атмосферы воздуха на универсальной плазменной установке УПУ – 3д. Был проведен рентгеновский фазовый анализ порошка для напыления, покрытий из него и дополнительно порошка для напыления после его глубокого травления в растворе HCl-HNO₃ при соотношении: 3 : 1, предполагая, что после такой обработки в твердом остатке останется фаза более стойкая к травлению.

Рентеноструктурным анализом идентифицировали углеродный материал: 69,93об%С(карточка 26-1076) - 21,68об%С (Сажа, карточка № 0-348) - 8,39об%С (Chadite, карточка № 22-1069) (Табл.1). Покрытия напыляли при мощности дуги плазмотрона 21,8 кВт: Ток 375А, напряжение 58 В. Коэффициент использования порошка (КИП) при напылении покрытия равен 58%. Оптической микроскопией вторые фазы наблюдали в порошке №2,t после механического легирования и термообработки 1100°С, 3 часа (Рис. 1, а). Покрытие № 2,с, имеет в своей микроструктуре вторую фазу темного цвета (Рис. 1, б). Размер частиц второй фазы при анализе растровой микроскопией 100 – 250 нм (Рис. 1, в). Макроструктура этого покрытия имеет малое количество пор и традиционно состоит из напыленных частиц в виде дисков (Рис. 1, б).

Исходный фазовый состав смеси порошков 30 об% углеродный материал – 52,5% Ni-17,5% Мо трансформируются при механическом легировании, последующей термообработке и плазменном напылении в керметный материал (Табл. 1). Новые фазы активно формируются в кермете уже на стадии МЛ, в результате взаимодействия исходных металлических фаз с углеродным материалом: 27,5% Ni₃C - 9,8% Mo₂C, №2,р. На стадии МЛ остается около 50% металлических фаз. После термообработки МЛ материала в нем фиксируется максимальное содержание карбидных фаз и небольшое свободного углерода: 1,606% С- 4,906% NiC-23,606% Mo₂C, №2,t. При плазменном напылении происходит изменение фазового состава напыляемого порошка и в покрытии фиксируется следующий фазовый состав: 1,406% С-32,106% Ni₃C - 47,2 об% NiC - 11,8 об% Mo₂C - 7,5 об% MoC, №2,с. Содержание в покрытии 10,206% С может быть и большим, чем зафиксировано, с учетом большой разницы коэффициентов отражения при рентгеновских исследованиях: углерода, карбидов и металлов. После травления порошка для напыления, образцы №2,t-г в нем фиксируется 97,3-92,2 об% углеродных фаз, причем (84,8 - 88,5)об% это углеродная фаза, карточка № 26-1076 по международной классификации, которая была в исходном углеродном материале. Более того,

содержание этой углеродной фазы в вытравленном порошке выше, чем в исходных исходном углеродном материале, 69,906%.

Покрытие, сформированное из материала, содержащего в исходном составе 30 об% углеродного материала, имеет высокую микротвердость, 9,83±1,71 ГПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 09-03-00287-а, № 08-08-12070-офи и гранта поддержки ведущих школ НШ-2991.208.3.

Выводы:

В результате взаимодействия фаз в исходной смеси 30об% углеродного материала - 52,5об%Ni-17,5об%Mo при механическом легировании, термической обработке и плазменной обработке получены покрытия с микротвердостью 9,83±1,71 ГПа с равномерно распределенными упрочняющими фазами.



Рис. 1. Микро- и субструктура: порошка № 2,t (а), покрытия № 2, с (б и в) исходного состава 30об% углеродного материала - 52,5% Ni-17,5% Мо: (а, б) - оптическая микроскопия увеличение 1000; (в) - растровая микроскопия - увеличение 37000.

Фазовый состав исследуемых порошков и плазменного покрытия. Дополнительно приведен фазовый состав исходного углеродного материала, № 1, n, и порошка для напыления (после термообработки при 1100°С) после травления, 2,t-z.

Табл. 1.

Образцы	С	С	С	С	Ni	Ni ₃ C	NiC	Mo	Mo ₂ C	MoC
-	26-	Сажа	Chadite	26-		6-	0-		31-	8-
	1076	0-	22-	1082		697	594		871	384
		348	1069							
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
2, m ¹	21	6,5	2,5		52,5	-		17,5	-	
2,p ²				8,4	28,1	27,5		26,1	9,8	
2,t ³	0,8	-	0,8	-		-	74,9	-	23,6	
2, c^4	1,4	-	-	-	-	32,1	47,2	-	11,8	7,6
$2,t-z^5$	84,8	5,9	5,9	1,7	-	0,9	-	-	0,9	-
$1, n^6$	69,93	21,68	8,39	-	-	-	-	-	-	-

Примечание. m¹ – механическая смесь, p² – обработка в планетарной мельнице, t³ – термическая обработка порошка после планетарной мельницы, c⁴ – плазменное покрытие, t-z⁵ – порошок после травления в царской водке (порошок после термической обработки и обработки в планетарной мельнице), n⁶ – исходный углеродный материал.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПЛАЗМЕННЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Калита В.И.¹, Багмутов В.П.², Захаров И.Н.², Комлев Д.И.¹, Иванников А.Ю.², Захарова Е.Б.² ¹ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН

² Россия, Волгоградский государственный технический университет, e-mail: sopromat@vstu.ru

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PLASMIC NANOSTRUCTURAL COATINGS AFTER ELECTROMECHANICAL TREATMENT

V. I. Kalita, V. P. Bagmutov, I. N. Zakharov, D. I. Komlev, A. Yu. Ivannikov, E. B Zakharova This article presents the results of the study of structure and properties of powdered nanomaterials' coatings derived from the combined technology of plasma spraying and electromechanical hardening.

Электромеханическая обработка (ЭМО) является одним из современных методов повышения эксплуатационных характеристик плазменных покрытий за счет формирования, развития аморфных и наноструктур [1]. При применении ЭМО одновременно с механическим уплотнением и спеканием частиц покрытия происходит его термическая обработка при скоростях нагрева и охлаждения порядка 10^5-10^6 °C/c. Результатом мощного, высокоскоростного теплового «удара» и высоких давлений в зоне обработки является распад исходной структуры покрытия с выделением упрочняющих фаз на основе карбидов, боридов, силицидов с наноразмерами. Механические свойства покрытия в целом повышаются как за счет упрочнения наночастицами, так и за счет повышения когезионной прочности между частицами напыленного порошка. Важным является и то, что при такой обработке прочно соединяются дискообразные частицы, из которых состоит покрытие, и существенно уменьшается пористость.

Проведены эксперименты по упрочнению покрытий из различных материалов, таких как синтетические чугуны, интерметаллиды на основе титана, алюминия и никеля, углеродсодержащие смеси на базе никеля и молибдена (Ni20Cr, ПГСР–4, ПН–ЧН15Д7, ПРФБХ6, ФМИ–2 и др.), с размером частиц 30–70 мкм [2,3].

Получены результаты атомно-силовой микроскопии (рис.1), которые свидетельствуют о том, что в структуре плазменных покрытий после ЭМО формируются и фиксируются ультрадисперсные (например, для покрытия 70TiC-FeNiMo – размером менее 1 мкм) и наноразмерные (для покрытия ПРФБХ6-2 – размером 10–100 нм) упрочняющие частицы.



Рис. 1. Топография поверхности покрытия, полученная при помощи атомно-силовой микроскопии.

Показано, что выделение таких частиц происходит при распаде аморфной фазы (полученной при напылении в результате высокоскоростной закалки из расплава) в ходе высокоскоростного температурно-силового воздействия при ЭМО.

Проведены исследования микротвердости указанных покрытий до и после электромеханического упрочнения, которые показывают, что ЭМО приводит к существенному повышению средней микротвердости для всех рассмотренных покрытий (таблица 1, где $H\mu_{cp}$ – средняя микротвердость, s_{ck} – среднее квадратическое отклонение значений микротвердости; $k = s_{ck} / H\mu_{cp}$ – коэффициент вариации) [4]. В среднем, микротвердость после ЭМО увеличивается на

40–50 % по сравнению с исходным состоянием после напыления, а для покрытия 70TiC-FeNiMo прирост $H\mu_{cp}$ может составлять 60–90 %. При этом абсолютные значения микротвердости покрытий, упрочненных ЭМО, приближаются к твердости частиц напыляемого порошка, а в некоторых случаях превышают ее.

Для образцов с покрытиями, полученными с использованием изложенной выше комбинированной технологии, износостойкость возрастает в 1,5–2 раза, износ контртел снижается в 5–10 раз, при этом происходит повышение адгезии и когезии покрытия в 3–5 раз [4,5].

	Таолица т									
		$H\mu_{cp}$, МПа				<i>s</i> _{ск} , МПа	k			
	Марка	исх	ЭМ	0/	ис	Э	ис	Э		
			0	%	х.	MO	х.	MO		
5	ΠΡΦΓΥζ)	10765	198	55,	22	19				
э.	ΠΡΨΔΛ0-2	12/03	85	8	36	03	0,175	0,096		
6	IDAEV6 2 NiCe	14161	203	44	25	20				
0.	$\Pi F \Psi D \Lambda 0 - 2 + \Pi C I$	14101	85	44	27	47	0,178	0,1		
7.	70TiC-FeNiMo	12085	196	62,	18	24				
			92	9	99	06	0,157	0,122		

Таким образом, по результатам проведенной атомно-силовой микроскопии можно заключить, что после ЭМО плазменных покрытий порошков твердых металлов формируются ультрадисперсные и наноразмерные упрочняющие частицы.

Также происходит значительное повышение микротвердости на 40-60%. При этом покрытия, упрочненные ЭМО, наследуют структурную неоднородность и, как следствие, неоднородность свойств исходного напыленного слоя.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-08-12070-офи и АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» № 2.1.2/1397.

Библиографический список

Тоб-тина 1

- 1. Патент РФ №2338005. Способ комбинированного упрочнения поверхностей деталей / Багмутов В.П., Калита В.И., Паршев С.Н., Захаров И.Н.
- 2. Багмутов В.П. Структура и механические свойства плазменных покрытий после электромеханической обработки / В. П. Багмутов, В.И. Калита, И.Н. Захаров, С.Н. Паршев // Физика и химия обработки материалов. 2007. №3. С. 22–28
- 3. Багмутов В.П., Калита В.И., Захаров И.Н., Комлев Д.И. Электромеханическое упрочнение плазменных покрытий с формированием аморфных и наноструктур в поверхностном слое // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2007. №1 (том 4). С.18–23.
- Багмутов В.П., Калита В.И., Захаров И.Н., Паршев С.Н. Исследование микротвёрдости плазменных покрытий после электромеханической обработки // Изв. ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – 2007. – Вып.1, №3. – С. 110–115.
- 5. Багмутов В.П., Калита В.И., Захаров И.Н., Комлев Д.И. Экспериментальные и численные исследования процессов электромеханического упрочнения плазменных покрытий // Сб. статей международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва, 2007. С. 681–684.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО АЛИТИРОВАНИЯ Карпий С.В., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru

EFFECT OF ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE TITANIUM SURFACE LAYERS STATE AFTER ELECTROEXPLOSIVE ALUMINIZING

Karpij S.V., Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E.

Russia, Siberian State University of Industry, gromov@physics.sibsiu.ru

By method of scanning electronic microscopy is determined optimum mode electronic beam treatment of the technically pure titanium surface, subjected to electroexplosive alloying. Treatment allows to smooth the surface relief, given its melting in alloying.

Перспективным способом обработки металлов и сплавов является метод электровзрывного легирования, суть которого состоит в оплавлении и насыщении поверхностных слоев материалов продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. Продукты электрического взрыва представляют собой многофазную систему, включающую как плазменный компонент, так и конденсированные частицы различной дисперсности. При формировании струи ее фронт образует плазменный компонент, конденсированные же частицы, обладая большей инертностью, располагаются в тылу струи, что приводит не только к легированию основы, но и формированию на поверхности покрытия. Являясь, как правило, высокопористым и содержащим большое количество частиц капельной фракции, микрократеров и микротрещин, покрытие существенно снижает служебные характеристики обработанной детали. Оно характеризуется наличием микропор и микрократеров, неоднородно по толщине, содержит микротрещины. В настоящей работе в качестве инструмента модификации поверхности титана после электровзрывного алитирования использованы разработанные в Институте сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук источники низкоэнергетических (15-20 кэВ) сильноточных (до 100 А) электронных пучков субмиллисекундной длительности воздействия (0,05–0,2 мс), позволяющие сконцентрировать за короткий промежуток времени (10⁻⁵-10⁻⁴ с) высокую плотность энергии (10–100 Дж/см²) в тонком (0,1–10 мкм) приповерхностном слое материала. Цель работы – оптимизация режима электронно-пучковой обработки по результатам анализа структуры поверхности воздействия. Конечным результатом является получение поверхностного слоя с физико-механическими свойствами, трибологическими И существенно превышающими соответствующие свойства основного материала. Облучение электронным пучком осуществляли по двум вариантам. В первом случае варьировали плотность энергии пучка в интервале $E_s = 10-$ 30 Дж/см², во втором случае, зафиксировав значение *E_s*, варьировали количество импульсов воздействия в интервале N = 2-200 имп., оставляя неизменными остальные параметры эксперимента.

При $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ формируется сглаженная поверхность, делящаяся сеткой микротрещин на фрагменты размерами 10–30 мкм. Обработка поверхности электронным пучком с $E_s = 20-30 \ \text{Дж/см}^2$ приводит к жидкофазному перемешиванию и формированию структуры зеренного типа. Средний размер зерен поверхности обработки изменяется с ростом плотности энергии пучка электронов немонотонным образом, достигая минимальных значений при $E_S = 25 \, \text{Дж/см}^2$. Анализ морфологии поверхности электронно-пучковой обработки показал, что независимо от количества импульсов воздействия ($200 \ge N \ge 2$ имп.) при $E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$ на поверхности формируется структура зеренного типа. После двух импульсов границы зерен в большинстве случаев являются извилистыми, содержат большое количество ступенек. Пятиимпульсная обработка поверхности снимает данный эффект: границы кристаллитов становятся гладкими. После пятидесяти импульсов на поверхности обработки формируется своеобразная «сотовая» структура, ячейки которой имеют округлую форму. Размеры их изменяются в пределах от 10 до 90 мкм. Соты разделены поликристаллическими прослойками толщиной от 3 до 65 мкм. При $N \ge 100$ имп. «сотовая» структура на поверхности обработки не выявляется. Вновь формируется поликристаллическая структура, особенностью которой является зубчатое строение границ кристаллитов и наличие вдоль границ кристаллитов микротрещин. Увеличение количества импульсов обработки сопровождается ростом среднего размера кристаллитов. Максимального значения средние размеры кристаллитов достигаются при N = 100 имп. Таким образом, дополнительная электронно-пучковая обработка приводит к существенному выглаживанию поверхностного слоя и формированию поликристаллической структуры, средние размеры кристаллитов которой определяются режимными параметрами.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантами РФФИ (проекты №№ 08-02-00024; 08-02-12012 и 09-02-00020) и программы Президиума РАН (Отделение нанотехнологий и информационных технологий, проект № 27.4).

ГРАДИЕНТНЫЕ ПОКРЫТИЯ С НАНОСТРУКТУРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК Кузнецов В.П, Лесников В.П.

Россия, УГТУ-УПИ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, turbomet@e1.ru

GRADIENTNYE COVERING WITH NANOSTRUKTURNYMI PARTICLE FOR MONOKRISTALLICHESKIH TURBINE BLADES Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P.

They are considered complex gradient of the covering, possessing unique defensive characteristic under 1100 - 1250°C, which are intended for monokristallicheskin coolled turbine blades perspective GTD with the temperature of the gas in turbine 1500°C at the input.

Для современных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) 4,5 – 5 поколения рабочие лопатки турбины высокого давления (ТВД) изготавливаются из жаропрочных никелевых сплавов в монокристаллическом состоянии. Лопатки должны иметь жаростойкое защитное покрытие на наружной поверхности пера, обеспечивающее защиту от воздействия высокотемпературного газового потока до 1250°C, а также защитное покрытие во внутренних полостях и в перфорационных отверстиях.

Жаростойкие защитные покрытия с заданным ресурсом при высоких температурах и требуемыми свойствами возможно получить только последовательным нанесением покрытий различными методами (газоциркуляционным и ионно-плазменным), т.е. созданием диффузионно-конденсационных защитных покрытий. Газоциркуляционные покрытия (ГЦП) – самые эффективные и единственные покрытия для защиты внутренней полости и перфорационных отверстий охлаждаемых лопаток турбины. Ионно-плазменные покрытия (ИПП) - конденсационные покрытия различного типа для защиты внешней трактовой поверхности лопаток от газового потока продуктов сгорания топлива. При этом фазовая и структурная стабильность комплексных защитных покрытий в области рабочих температур будет определять надежность и долговечность лопаток турбин при эксплуатации.

Созданное комплексное градиентное покрытие, состоящее из трех слоев: ГЦП CrAl, ИПП системы Ni–Cr–Al–Ta–Re–Y и ИПП системы Al–Ni–Cr–Y, обладающее уникальными защитными свойствами при 1100-1250°C, предназначенное для монокристаллических охлаждаемых лопаток перспективных ГТД с температурой газа на входе в турбину 1500°C.

Длительная прочность образцов с комплексным покрытием (испытания при t_и -= 975-700°С и σ = 300-885 МПа) возрастает на 20-50 % по сравнению с образцами из сплава ЖСЗ6ВИ без покрытия, особенно в области высоких температур и напряжений (рисунок).



Рис. Длительная жаропрочность сплава ЖСЗ6ВИ [001] (то - среднее время до разрушения) при различных температурах и напряжениях: светлые столбики - без покрытия; темные столбики _ с комплексным газоциркуляционным покрытием; $1 - t = 975^{\circ}$ C, $\sigma = 300$ M Π a; $2 - t = 975^{\circ}$ C, $\sigma = 340$ MIIa; $3 - t = 975^{\circ}$ C, $\sigma = 360$ MIIa; $4 - t = 900^{\circ}$ C, $\sigma = 475$ MIIa; $5 - t = 800^{\circ}$ C, $\sigma = 725$ MIIa; $6 - t = 700^{\circ}$ C, $\sigma = 885$ MIIa.

Градиент концентраций по A1 стабилизирует структурное и фазовое состояние комплексного покрытия, в процессе формирования покрытия происходит выделение наноструктурных частиц в матрице из β -NiAl и γ' -Ni₃Al фаз. При этом возникает естественный диффузионный барьер на границе сплав-покрытие и возникает градиентное распределение элементов в композиционном жаростойком покрытии. Легирование внутреннего слоя Re и Ta значительно повышает термостабильность за счет выделения наноразмерных частиц, которые многократно снижают интенсивность диффузионного взаимодействия.

DFMN-2009

СИНТЕЗ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В СОЛЕВЫХ РАСПЛАВАХ

Кузнецов С.А.

Россия, Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В.Тананаева, 184209, Мурманская обл., г.Апатиты, Академгородок 26a, E-mail: kuznet@chemy.kolasc.net.ru

SYNTHESIS OF NEW MATERIALS IN MOLTEN SALTS Kuznetsov S.A.

Extreme conditions of articles exploitation require utilization of expensive refractory metals and alloys ensuring their adequate performance. The problem can be dissolved by coating deposition on the surface of units and mechanisms, i.e. creating composite materials. Molten salts provide the wide possibilities for coating production by electrodeposition, electrochemical synthesis, precise surface alloying, by reactions of currentless transfer and disproportionation. These methods were used for creation of new materials.

Экстремальные условия эксплуатации изделий обусловливают применение дорогостоящих тугоплавких металлов и сплавов, обеспечивающих высокие рабочие характеристики. Одним из рациональных путей решения данной проблемы является нанесение покрытий на поверхности узлов и механизмов, т.е. создание композиционных материалов. В этом случае основной материал обеспечивает, например, прочностные, электрические характеристики, а покрытия реализуют необходимые поверхностные свойства.

В настоящее время основными методами получения покрытий являются методы газофазного синтеза, плазменного и детонационного напыления. В то же время для получения покрытий различного функционального назначения широкие перспективы открываются при использовании солевых расплавов. Использование расплавленных солей позволяет получать покрытия электроосаждением, электрохимическим синтезом, прецизионным поверхностным легированием, с помощью реакции диспропорционирования и бестокового переноса.

В данной работе в солевых расплавах с использованием вышеуказанных методов получены новые материалы различного функционального назначения:

- 1. Жаростойкий материал из сплава ниобия с гафнием на боросилицированном графите с температурой эксплуатации 1700-2000 ^оС.
- 2. Композиционный материал MoSi₂-MoB₄ для защиты молибдена от окисления в среде воздухводяной пар при температуре 500-700 ⁰C.
- 3. Высокоактивные, стабильные катализаторы нового поколения в виде наноструктурированных покрытий Mo₂C на молибдене для реакции конверсии оксида углерода с водяным паром.
- 4. Биомедицинский материал из сплава Ni-Ti с танталовым покрытием.
- 5. Стеклокерамические оболочки для горячего изостатического прессования с барьерными покрытиями из титана или ниобия.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАНО- И МИКРОСТРУКТУРНЫХ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК, ПОЛУЧЕННЫХ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ Ларионова Е.В., Ганзуленко О.Ю.

Россия, ГОУ ВПО СЗТУ, mhti@nwpi.ru

DESTRUCTION PARTICULARITIES OF NANO- AND MICROSTRUCTURED OXIDES FILMS, OBTAINED BY IMPACT LASER EMISSION EFFECT Larionova E.V., Ganzulenko O.Y.

Analytic correspondences between thermalphysic parameter of forming oxide structures, initial metal material and film oxidation critical thickness are offered. The structures oxide formation based on subject to calculated boundary conditions secures satisfactory adhesion properties of the layers oxidation.

Среди различных процессов, инициируемых лазерным облучением, реакции термохимического окисления поверхности металлов привлекают устойчивый интерес. Интенсивные исследования лазерных термохимических процессов, в последнее время позволили выявить как новые проблемы воздействия мощного лазерного излучения на материал, так и широкое распространение различной лазерной обработки, а так же перспективы лазерной термохимии для создания новейших микро- и нанотехнологий.

По литературным данным известно, что в результате определенных динамических процессов на поверхности металла под воздействием лазерного излучения образуются системы оксидных структур как тонкопленочных покрытий с определенными свойствами [1]. Кроме того, через "тонкие" плёнки возможна практическая реализация нанокристаллического состояния материалов с целью достижения износостойкости, коррозионной стойкости и других качеств поверхностных слоев материала.

Основные особенности химической реакции, активируемой поверхностным тепловым действием лазерного излучения, будут связаны с тем, что она протекает в условиях термоциклирования при ограниченной общей продолжительности процесса. Как известно, температурные напряжения являются неизбежным следствием лазерного нагрева: высокие градиенты температур и высокие скорости нагрева и охлаждения материала при импульсной лазерной обработке способны вызвать разрушения в формирующейся структуре пленка – подложка. При этом они могут достигать разрушающих значений при воздействии коротких (10⁻⁷ с) импульсов излучения лазеров.

Рассматривая структуру пленка – подложка в виде двух неразрывно связанных слоев с разными параметрами авторами [2] получены аналитические зависимости, определяющие напряжения, возникающие в пленке и подложке:

$$\sigma_{1} = \frac{(\alpha_{2} - \alpha_{1})\Delta T E_{1}}{1 + h_{1} E_{1} / \sqrt{a_{2} \tau} E_{2}}, \qquad \sigma_{2} = \frac{(\alpha_{1} - \alpha_{2})\Delta T E_{2}}{1 + \sqrt{a_{2} \tau} E_{2} / h_{1} E_{1}},$$

где α_1 и α_2 - коэффициенты теплового расширения, град⁻¹, E_1 и E_2 - модули Юнга, Па, h_1 и h_2 - толщина слоев, м; σ_1 и σ_2 - растягивающие напряжения, Па, пленки и подложки соответственно.

Анализ выражений расчета напряжений, возникающих в положке, показывает, что при $\alpha_1 < \alpha_2$ с учетом того, что при остывании $\Delta T < 0$ оказывается, что $\sigma_1 < 0$ а $\sigma_2 > 0$, т.е. пленка окисла в процессе остывания испытывает напряжения сжатия, а размягченный слой подложки - растяжения. В этом случае более вероятным является разрушение подложки (которое влечет за собой и растрескивание пленки).

При $\alpha_1 > \alpha_2$ получим $\sigma_1 > 0$ и $\sigma_2 < 0$, что приводит к более вероятному растрескиванию пленки. Чем меньше разница коэффициентов теплового расширения, тем меньше величина напряжений и, наконец, при $\alpha_1 = \alpha_2$ напряжение в системе отсутствует и трещины появляться не должны.

Таким образом, в зависимости от соотношения коэффициентов теплового расширения пленки и подложки возможны два случая:

1) При *α*₁ < *α*₂ металлическая подложка растрескивается, если толщина окисной пленки больше критического значения;

2) При $\alpha_1 > \alpha_2$ растрескивается окисная пленка, если ее толщина h_1 меньше критического значения:

DFMN-2009

$$h_{1} = \sqrt{A_{2}\tau_{B3}} \frac{\sigma_{2}}{E_{1}} \left(\frac{1}{\Delta \alpha \Delta T - \frac{\sigma_{2}}{E_{2}}} \right)$$
(1),
$$h_{1} = \sqrt{A_{2}\tau_{B3}} \frac{E_{2}}{\sigma_{1}} \left(\Delta \alpha \Delta T - \frac{\sigma_{1}}{E_{1}} \right)$$
(2)

где A_2 – температуропроводность материала подложки; τ_{B3} – время взаимодействия лазерного излучения с материалом, с, ΔT – изменение температуры зоны обработки в ходе маркировки, (°C); $\Delta \alpha = \alpha_2 - \alpha_1 -$ разница коэффициентов линейного расширения пленки и подложки; E_1 и E_2 – модули Юнга пленки и подложки; σ_1 и σ_2 — пределы прочности на растяжение окисной пленки и металла соответственно.

При лазерном окислении, из-за малого срока нагрева, диффузией ионов кислорода через оксидную пленку можно пренебречь и принять процесс окисления в соответствии с параболическим законом, взяв в расчет только глубину проникновения ионов кислорода в структуру металла [1]. При этом можно считать, что толщина окисной пленки будет равна глубине проникновения ионов кислорода в металл за время действия импульса лазерного излучения. Поэтому толщину оксидной пленки *h* можно рассчитать следующим образом:

$$h=\sqrt{D_0\tau_{B3}},$$

где D_0 – коэффициент диффузии ионов кислорода в структуру металла.

Для примера на рис. 1 приведены результаты расчета критических толщин оксидных структур, формируемых под воздействием импульсного лазерного излучения при обработке образца из нержавеющей стали 12Х17 от времени взаимодействия [3,4]. Для расчетов было принято, что пленка, сформированная на поверхности образца, состоит в основной своей массе из FeO и является достаточно однородной и хорошо сцепленной с поверхностью металла.



(влекущее за собой растрескивание пленки) в виде зависимости h₁(т_{в3}).

Таким образом, для формирования под воздействием лазерного излучения в импульсном режиме прочных, хорошо сцепленных с подложкой микро- и наноструктурированных поверхностных слоев, последние должны иметь толщины, соответствующие рассчитанному граничному условию.

[1] Карлов Н.В., Кириченко Н.А., Лукьянчук Б.С. Лазерная термохимия, М.: Наука, 1992. – 295 с.

[4] Физико-химические свойства окислов / справочник под ред. чл.-корр. АН УССР Г.В. Самсонова, М.: Металлургия, 1978. – 472с.

^[2] Высокотемпературное окисление металлов и сплавов: Справочник / Войтович Р. Ф., Головко Э. И; Под ред. И. Н. Францевича Киев: Наук. думка, 1980. – 295 с.

^[3] Свойства элементов / справочник под ред. чл.-корр. АН УССР Г.В. Самсонова, М.: Металлургия, 1976. – 600с.

ФОРМИРОВАНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ ЦИРКОНИЕМ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОГО ПЛАВЛЕНИЯ Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Лотков А.И.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, llm@ispms.tsc.ru

FORMATION OF THE ZIRCONIUM-ALLOYED TINI SURFACE LAYERS USING MAGNETRON SPUTTERING AND ELECTRON BEAM TECHNIQUES

Meisner L.L., Mironov Yu.P., Lotkov A.I.

The formation of nano- and submicrocrystalline structures within the thin surface layers formed on the TiNi samples with magnetron deposited Ti/Zr/Ti-films is studied. It was found that after the one-pulsed electron beam influence the crystal structure of the sputtered Ti- and Zr-films is observed in X-Ray diffraction pattern. After five-pulsed electron beam influence the outer nano-crystalline layer is formed in the TiNi samples with initial sputtered films. Thickness of synthesized the Zr-alloyed outer layer is less than that one of the initial deposited films. Below the outer layer the Zr- and Ti-enriched TiNi-matrix submicrocrystalline zone is located.

Наряду с широким практическим использованием таких термомеханических свойств никелида титана, как сверхэластичность и эффект памяти формы, в материаловедении зачастую ставится задача создания тонких поверхностных слоёв с заданными физико-механическими и физикохимическими свойствами. Одним из методов модификации поверхности материалов является обработка низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком. Сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения в сочетании с высокими давлениями, используемые в этих методах обработки поверхности, позволяют создавать путем поверхностного легирования защитные покрытия с новыми физико-химическими свойствами.

Цель работы состояла в изучении закономерности формирования нано- и субмикрокристаллических структур поверхностных слоях никелида титана, полученных путем импульсного электронно-лучевого плавления многослойных чередующихся пленок из циркония и титана, нанесенных методом магнетронного напыления.

Образцы сплава Ti_{49.5}Ni_{50.5} в виде плоскопараллельных пластинок размерами (10x10x1)мм³ были предварительно отожжены при температуре 1073 К в течение 1 часа и охлаждены с печью. Для всех образцов была применена одинаковая предварительная подготовка поверхности: механическая шлифовка на абразиве (класс шероховатости №0) с финишной обработкой алмазной пастой, которая завершалась электролитической полировкой в водном растворе уксусной и азотной кислот. Исследования проводили методом рентгеноструктурного анализа (PCA) на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) с использованием симметричной и асимметричной схем отражения и излучения Со-К_{α}. Исходные образцы при комнатной температуре находились в состоянии со структурой высокотемпературной фазы B2 ($M_{\rm H}\approx283^{\circ}$ К, $a_{\rm oB2}\approx0.3012$ нм) с наличием малого количества технологической фазы Ti₂Ni (Ti₄Ni₂O_X). Формирование легированного поверхностного слоя включало 3 последовательных этапа: 1) – обработка низкоэнергетическим электронным предварительно выбранном режиме облучения (~3 мкс, ~5 Дж/см²); 2) – магнетронное напыление пленочных покрытий Ti(0.4 мкм) / Zr(0.2 мкм) / Ti(0.2 мкм) / TiNi; 3) – обработка низкоэнергетическим электронным пучком (~3 мкс, ~5 Дж/см²) в режиме однократного и многократного импульсного плавления поверхностного слоя толщиной не более 5 мкм.

При симметричной схеме съёмки дифрактограмм преобладающими являются рефлексы материала основы – фазы B2 TiNi (рис.1.2). При этом у них наблюдается формирование «левого плеча» - левая стрелка (110)_{В2} на рисунках, что, вероятно, соответствует образованию легированной прослойки фазы В2_{new} с бо́льшим параметром решётки *а* ≈ 0.3024 нм. Доля легированной фазы возрастает с увеличением приложенной суммарной энергии электронно-пучкового воздействия. Это подтверждается появлением сверхструктурного рефлекса (100)_{в2} (рис.2) и одновременно свидетельствует о формировании острой текстуры этой фазы характерной для фронтальной поверхности. Отмечено кристаллизации ИЗ глубины материала к возникновение остротекстурированной структуры мартенсита В19' (рефлекс (111) значительно преобладает над остальными, рис.1,2). Это одновременно свидетельствует о его деформационном происхождении, т.е. возникновении упругих напряжений, превышающих напряжение мартенситного сдвига, и о способности материала к релаксации внутренних напряжений.

Также на рис.1 можно видеть слабые рефлексы Ті и Zr, которые свидетельствуют о



Рис. 1. Дифрактограмма сплава TiNi + Ti,Zr после однократного электронно-пучкового воздействия, симметричная схема.



Рис. 3. Дифрактограмма сплава TiNi + Ti.Zr после однократного электронно-пучкового воздействия. асимметричная схема, угол скольжения $\alpha = 2^{\circ}$.



Рис. 2. Дифрактограмма сплава TiNi + Ti,Zr после пятикратного электронно-пучкового воздействия, симметричная схема.



Рис. 4. Дифрактограмма сплава TiNi + Ti,Zr пятикратного электронно-пучкового после воздействия, асимметричная схема. vгол скольжения $\alpha = 2^{\circ}$.

формировании поверхностного кристаллического слоя из этих элементов. Однако при высокой суммарной энергии электронно-пучкового воздействия эти рефлексы сливаются в единое дифракционное гало (рис.2) полушириной 4°, что является признаком формирования субмикрокристаллической структуры, средний эффективный размер кристаллитов которой составляет 3 нм. Дифрактограммы асимметричных схем рис.3 и 4, для которых толщина исследуемого слоя материала менее 1 мкм, убедительно показывают поверхностный характер кристаллических и субмикрокристаллической структур как после однократного, так и многократного электронно-пучкового воздействия.

Таким образом, показан поверхностный характер кристаллических и субмикрокристаллической структур как после однократного, так и многократного электронно-пучкового воздействия на поверхность никелида титана с нанесёнными методом магнетронного напыления слоями титана и циркония. После однократного воздействия в поверхностном слое в основном сохраняется кристаллическая структура плёночных материалов толщиной примерно равной суммарной толщине нанесённых плёнок. В слое, непосредственно прилегающем к нанесённым слоям наблюдается формирование легированного слоя фазы В2, в значительной степени перешедшей в мартенситную структуру В19'. После пятикратного электронно-пучкового воздействия, вблизи поверхности сформировалась субмикрокристаллическая зона толщиной меньше общей толщины нанесённых плёнок, под которой расположен более протяженный слой, легированного титаном и цирконием исходного материала.

Работа выполнена по программе РАН – проект № 3.6.2.1, проекту СО РАН № 57, Гос.контракту № 02.523.11.3007.

DFMN-2009

ФОРМИРОВАНИЕ ПРОТЯЖЕННЫХ МИКРОСТРУКТУР ПРИ "ТОЧЕЧНОМ" ОБЛУЧЕНИИ ТОНКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХПЛЁНОК ФЕМТОСЕКУНДНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Миронов Б.Н., Асеев С.А., Миногин В.Г., Черкун А.П., Чекалин С.В.

Россия, Институт спектроскопии РАН, 142190 Московская обл., г. Троицк, ул. Физическая, 5 e-mail: isanfemto@yandex.ru

FORMATION OF EXTENDED MICROSTRUCTURES UNDER A "POINT" IRRADIATION OF THIN METAL FOILS BY FEMTOSECOND LASER LIGHT Mironov B.N., <u>Aseyev S.A.</u>, Minogin V.G., Cherkun A.P., Chekalin S.V.

The extended quasi-periodic microstructures are produced on a thin gold foil by femtosecond laser pulses. The length of the microstructures is an order of magnitude larger than the typical size of the irradiated region. The detection of Au^+ photoions ensures a highly-sensitivite on-line diagnostics of this phenomenon.

В настоящее время наблюдается большой интерес к микроструктурированию твёрдых материалов остро сфокусированными ультракороткими лазерными импульсами. Обычно процесс микроструктурирования происходит непосредственно в фокальном пятне, а протяжённые структуры создаются перемещением лазерного луча относительно образца. Целью данной работы является демонстрация возможности формирования на металлических плёнках микроструктур с характерной длиной, существенно превышающей размер области облучения. Для нахождения необходимых условий этого процесса нами использована фотоионная "on-line" диагностика.

Эксперименты выполнены в вакуумной камере с безмасляным вакуумом лучше 10^{-7} мм рт. ст., укомплектованной детектором заряженных частиц, в качестве которого использовался вторичный электронный умножитель (рис. 1). Золотое покрытие толщиной $\delta \sim 30$ нм нанесено с помощью магнетрона на гипотенузную грань призмы из плавленого кварца. Облучение образца осуществлялось линейно поляризованным лазерным излучением с длиной волны $\lambda = 400$ нм и длительностью импульса $\tau \approx 70$ фс. При диаметре фокального пятна $d \approx 40$ мкм интенсивность излучения достигала величины $I \approx 2 \times 10^{12}$ BT/см².



Фемтосекундное лазерное излучение заводилось через боковую грань призмы и облучало границу раздела металл-диэлектрик под углом к нормали φ , который можно было изменять в эксперименте. Вращением призмы вокруг оси *z* подбирался угол $\varphi \approx 43.9^{0} \pm 0.4^{0}$, при котором на детекторе возникал фотоионный сигнал. Наряду с атомарными ионами (Au⁺) в масс-спектре фотоионного сигнала были представлены также заряженные кластеры золота. При вращении призмы лазерный луч перемещался по поверхности плёнки со скоростью ~ 1 мм/сек. После облучения на золотой плёнке возникали периодические структуры с пространственным периодом $\iota \approx 10$ мкм, показанные на рис. 2. Структуры состояли из периодически повторяющихся участков белого цвета, внутри которых произошёл вынос металла. Было найдено, что период ι практически не зависел от частоты следования лазерных импульсов, что проверялось путём уменьшения частоты следования импульсов от 1 кГц до 100 Гц.

DFMN-2009

В других экспериментах сначала также подбирался угол падения ϕ , при котором возникал фотоионный сигнал, после чего лазерное излучение перекрывалось, а вся призма сдвигалась с помощью манипулятора по оси *z* на расстояние около 1 мм. Затем в течение приблизительно 10 сек новый участок плёнки облучался сфокусированными 1 кГц лазерными импульсами с пиковой интенсивностью на уровне $I \sim 10^{12}$ BT/см² в условиях, когда никаких перемещений образца относительно лазерного пучка больше не происходило. Фактически в этом случае осуществлялось "точечное" облучение материала фемтосекундными лазерными импульсами. В результате на золотой плёнке возникало вытянутое вдоль оси *x* микроповреждение с длиной $\ell \approx 500$ мкм (рис. 3) и характерной шириной около 20 мкм. Важно подчеркнуть, что в этом случае величина ℓ более, чем на порядок превышала размер облучаемой области, приблизительно равный 40 мкм. Анализируя полученные микроповреждения, можно убедиться, что они содержат квазипериодические микроструктуры с пространственным периодом $\iota \approx 30$ мкм (рис. 3 - нижняя вставка с изменённым контрастом).

Отметим, что в обоих случаях полученные микроповреждения оказываются вытянутыми вдоль проекции волнового вектора k ($|k| = 2\pi/\lambda$) на плоскость металлической плёнки, что соответствует оси x, а также содержат квазипериодические микроструктуры с близкими по порядку величин пространственными периодами. Эти данные были получены при *s*-поляризованном лазерном излучении, т.е. поляризованным ортогонально плоскости падения. Интересно заметить, что при "точечном" облучении плёнки *p*-поляризованным излучением протяжённые микроструктуры, подобные данным на рис. 3, не создавались, а наблюдались лишь «точечные» микроповреждения с характерным размером около 40 мкм, близким к диаметру фокального пятна. Была также замечена корреляция между появлением фотоионного сигнала и формированием микроразрушений.

Формирование протяженных треков, фиксирующихся в виде квазипериодических микроструктур разрушения пленки золота, может быть обусловлено поверхностными электромагнитными возбуждениями, распространяющимися вдоль оси х. Среди них можно отметь: (1) генерацию нелинейного поверхностного плазмон-поляритона ТЕ типа на границе раздела металлвакуум; (2) генерацию нелинейного поверхностного плазмон-поляритона ТЕ типа на границе раздела металл-диэлектрик; (3) возбуждение мод ТЕ типа в результате образования асимметричного планарного волновода на границе раздела диэлектрик-металл с показателем преломления $n = n_0 + \Delta n$ ($\Delta n \sim I$); (4) создание плазменного канала, содержащего неравновесные электроны, в прозрачном диэлектрическом слое, прилегающем непосредственно к металлу, способствующего генерации цилиндрического плазмон-поляритона. Согласно оценкам Макина В.С. [1] для случая (3) порог разрушения по плотности энергии в лазерном импульсе самый низкий из рассматриваемых четырех. что делает такой механизм наиболее вероятным для объяснения наблюдаемого процесса.

Создание периодических микроструктур при облучении тонких металлических плёнок может оказаться весьма перспективным для создания дифракционных решёток. Для этого может быть использована тонкая лавсановая подложка с нанесённым на неё слоем металла. Представленная методика исследования микроструктур позволяет находить оптимальные условия микроструктурирования и обладает рекордной чувствительностью. Достигнутая чувствительность регистрации фотоионного сигнала на уровне единичных ионов может позволить диагностирование *пикоструктурирования* твёрдых материалов под действием интенсивных лазерных импульсов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты 07-02-00748-а, 08-02-00655-а, 09-02-01077-а).

[1]. 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 ВЛИЯНИЯ ТВЕРДОСТИ ПОДЛОЖЕК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРОКАТАННЫХ ВТСП ПОКРЫТИЙ

Михайлов Б.П.¹, Ичкитидзе Л.П.², Михайлова А.Б.¹, Кадырбаев А.Р.¹, Шамрай В.Ф.¹

¹ РФ, Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова РАН,

г. Москва, 119991, Ленинский проспект, 49, E-mail – borismix@ultra.imet.ac.ru

² РФ, Московский институт электронной техники (Технический университет), г. Москва, Зеленоград, проезд 4806, д.5.

THE STUDY OF INFLUENCE OF SUBSTRATE HARDNESS UPON STRUCTURE AND PROPERTIES OF ROLLED HTSC COVERS

Mikhailov B., P., Ichkitidze L.P., Mikhailova A.B., Kadyrbaev A.R., Shamray B.A.

The special technique of rolling of fragile Bi-2223 powders on the plastic substrates from tin, aluminium, silver, cuprum and nickel had been developed. The substrates have great difference on hardness and firmness from one another. The slim (up to 10 μ m) superconducting covers were made. The texture degree of the covers increase as increasing degree of cold deformation of the tapes. In particular the more degree of deformation of covers on silver substrate the higher superconducting temperature T_c and critical current J_c .

Токонесущая способность проводников на основе ВТСП соединений в значительной степени определяется базисной текстурой, плотностью сверхпроводящего керна и коэффициентом заполнения сверхпроводника. Основная цель текстурирования заключается в создании параллельной ориентации базисных плоскостей зерен, для которых токонесущая способность наиболее высокая.

Для повышения плотности и направленного формирования базисной текстуры в керамических покрытиях из соединения Bi-2223 разработана специальная методика холодной прокатки исходных порошков на пластичных подложках из олова, алюминия, серебра, меди и никеля, имеющих многократную разницу по твердости, прочности и различную способность к упрочнению в процессе пластической деформации, позволяющая получить тонкие (до 50-10 мкм и менее) сверхпроводящие покрытия. Степень текстурированности покрытия возрастает с повышением твердости подложке и степени холодной деформации лент. На покрытиях, прокатанных на серебряной подложке, с повышением степени деформации установлено сужение ширины сверхпроводящего перехода ΔT_c , повышение температуры перехода в сверхпроводящее состояние T_c (по середине перехода на 4-5 K) и критического тока (J_c) по данным ВАХ. Наибольшая степень текстурированности и плотность прокатанных покрытий достигнута на подложках из меди и никеля.

После проведения холодной прокатки исследована микроструктура поверхности ВТСП. Исследования проведены на оптическом и сканирующем электронном микроскопах. Катионный состав структурных фаз в покрытиях после холодной прокатки и термообработки определен с помощью микроанализатора – приставки LINK. Рентгенофазовый и текстурный анализ покрытий проведен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 в СиКа излучении. Сверхпроводящие свойства (T_c, ΔT_c, J_c и BAX) измерены как 4-х контактным резистивным методом, так и с помощью магнитных бесконтактных методов измерения. Твердость покрытий в поперечном сечении измерена на микротвердомере Wilson-Wolpert под нагрузкой 20 грамм.

Сравнительный анализ ВТСП покрытий на подложках из алюминия, меди, серебра и олова, показывает, что на всех указанных подложках формируется плотное ВТСП покрытие. При этом наиболее прочно сцепленные с подложкой покрытия формируются на подложках из алюминия, серебра, олова и никеля. При использовании подложек из меди, титана и алюминия по мере утонения прокатываемого слоя и заметного при этом упрочнения подложки наблюдается отслоение покрытия в виде отдельных фрагментов.

Самые плотные покрытия формируются на наиболее твердой никелевой подложке, при этом размер зерен в 2-3 раза выше, чем на подложке из чистой меди. Наименее плотные покрытия формируются на подложке из олова.

Результаты рентгеноструктурного анализа серии покрытий из Bi-2223, полученных методом холодной прокатки на фольгах из серебра, алюминия и олова, указывают на идентичность структур поверхности покрытий и на наличие острой базисной текстуры в направлении (001). Текстурированность материала покрытий достигает значений K= $(I_{0010}/I_{115})_{n/}(I_{0010}/I_{115})_{u,n} \cong 27,5$. Наличие сильной текстуры способствует значительному повышению сверхпроводящих характеристик. В частности за счет однонаправленной ориентации зерен сверхпроводящего соединения Bi-2223 в этом направлении в 2 раза возрастает критический ток.
Результаты исследований текстуры покрытий из Bi-2223 на подложках из серебра и никеля приведены на рис.1. Видно, что на более твердом никеле текстура покрытия существенно усиливается.





Рис.1. Распределение полюсной плотности на полюсной фигуре {0024} и полюсная фигура {0024} покрытий из порошка Bi-2223, прокатанных на серебряной (а) и на никелевой (б) подложках

Рис.2. Кривые перехода в сверхпроводящее состояние Bi-2223 керамической таблетки (◆) и покрытий, прокатанных на серебряной подложке (толщина ленты – 1.2 мм (□); 0.8 мм (Δ) и 0.5 мм (Ѻ) после отжига при 840°C/24 ч

Ширина перехода в сверхпроводящее состояние ΔT_c и T_c прокатанных Bi-2223-покрытий в значительной степени зависят от степени холодной деформации композиционной ленты. В случае прокатки на серебре (рис.2) при толщине ленты 1,2 мм ширина перехода более чем в 2 раза выше, чем у того же образца, прокатанного до 0,5 мм. При этом середина сверхпроводящего перехода смещается в сторону более высоких температур на 4-5 К по сравнению с исходной керамической пластиной. Наряду с повышением T_c на прокатанных ВТСП покрытиях по данным ВАХ с повышением степени деформации ВТСП слоя повышается критический ток более чем в 2 раза.

Выводы

- 1. Разработана методика холодной прокатки высокоплотных покрытий на основе ВТСП соединений Bi-2223, Bi-2212 и Y-123 с острой базисной текстурой перпендикулярно поверхности ленты на пластичных металлических подложках с большим различием в твердости.
- 2. Установлено повышение плотности, степени текстурированности ВТСП покрытия с возрастанием твердости подложек.
- 3. Установлена возможность направленного структурного трансформирования хрупких ВТСП порошков в высокоплотные текстурированные покрытия (пленки) толщиной до нескольких микрон.
- В результате оптимизации режимов прокатки и термообработки покрытий Bi-2223 на серебряной подложке установлена возможность сужения ширины сверхпроводящего перехода ΔT_c (на 4-5 К по ширине перехода) и 2-х кратного повышения плотности критического тока ВТСП лент.

СОЗДАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР С ПОВЫШЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ

Михеев Р.С., Чернышова Т.А., Коберник Н.В.*, Рыбачук А.М. *, Чернышов Г.Г. * Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, mikheev.roman@mail.ru, chern@imet.ac.ru * Российская Федерация, Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана, koberniknv@yandex.ru, GGchernyshov@yandex.ru

FORMATION OF SURFACE LAYERS AND GRADIENT STRUCTURES WITH INCREASED WEAR RESISTANCE

Mikheev R.S., Chernyshova T.A., Kobernik N.V.*, Rybachuk A.M.*, Chernyshov G.G.*

The results of the wear-resistant composite coatings deposition by argon-arc welding and the surface layers modification of Al-SiC composite material by surface arc melting in magnetic field have been discussed. It was shown that the methods of deposition of the composite coatings produced by argon-arc welding and the structure modification by arc melting with the effect of magnetic field on the arc and the melt allowed to make the gradient structural phase surface layers providing details with improved wear resistance.

Причиной выхода из строя до 80% механизмов и машин является износ подвижных сопряжений и рабочих органов под влиянием трения. Наиболее сильному физико-химическому воздействию в процессе эксплуатации подвергается поверхностный слой. Разрушение деталей (усталостное, абразивный износ, эрозия, коррозия, кавитационный износ и др.), как правило, начинается с поверхности. Поэтому при изготовлении и восстановлении деталей машин остро стоит задача получения поверхностных слоев, обладающих высокой износостойкостью. Одним из решений этой задачи является применение в парах трения композиционных материалов (КМ) на основе алюминия, упрочненных высокопрочными, высокомодульными частицами карбида кремния (SiC). Кроме высокой износостойкости такие КМ обладают комплексом ценных физических и технологических свойств: высокими удельными прочностью и жесткостью, малой плотностью, высокой демпфирующей способностью, теплопроводностью, антифрикционностью и др. [1]. Особый интерес представляет повышение свойств поверхностного слоя деталей, работающих в экстремальных условиях, за счет формирования градиентных покрытий из КМ, а также модифицирования поверхностного слоя. На сегодняшний день в промышленности широко применяют дуговые [2, 3], плазменные [4, 5] и лучевые [6, 7] методы нанесения поверхностных слоев и обработки поверхности металлических изделий. Дуговые методы, осуществляемые с применением стандартного сварочного оборудования и характеризующиеся простотой технологического процесса целесообразны с экономической точки зрения и являются наиболее гибкими по сравнению с остальными. В докладе обсуждены результаты нанесения износостойких композиционных слоев методом аргонодуговой наплавки и модифицирования поверхности КМ системы Al-SiC путем дугового оплавления с воздействием на дугу и расплавленную ванну магнитным полем. При нанесении поверхностных покрытий из КМ методом аргонодуговой наплавки в качестве присадочного материала применяли разработанные литые композиционные прутки на основе литейных алюминиевых сплавов АК12 (11-13% Si) и АК12М2МгН (10-13% Si, 1.5-3.0% Cu, 0.3-0.6% Mn, 0.85—1.35% Mg, 0.3—1.3% Ni), армированные частицами SiC. Средний размер частиц d=14 мкм и d=40 мкм, объёмная доля частиц в прутках V_p=5 и 10%. Прутки изготавливали по литейной технологии, обеспечивающей отсутствие загрязнений на границе раздела частица/матрица. Дуговую наплавку производили на переменной токе вольфрамовым электродом в среде аргона на подложку из алюминиевого сплава АМг6 (5,8...6,8% Mg, 0,5...0,8% Mn, <0,4% Si, <0,1% Cu, <0,4% Fe, <0,2% Zn). Присадочные прутки вводили по переднему фронту сварочной ванны, что обеспечивало равномерное распределение упрочняющей фазы по объему наплавленного слоя. Металлографический анализ показал, что частицы SiC в наплавленных слоях сохраняют исходную скольную огранку, свидетельствующую об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия с матрицей. Выбор состава присадочных прутков произведен на основе экспериментов по оценке межфазного взаимодействия в наплавленных слоях и жидкотекучести сварочной ванны, необходимой для качественного формирования покрытий. Показано, что кремний в матрице присадочных прутков в количестве 10-13 вес.% ограничивет межфазное взаимодействие в процессе наплавки, а также увеличивает жидкотекучесть композиционного расплава. При содержании кремния в матричном сплаве менее 7 вес. % в процессе дуговой наплавки происходила деградация армирующих частиц SiC

с образованием фаз двойного (Al₄C₃) и тройного (Al₄SiC₄) карбида алюминия, резко снижающих эксплуатационные характеристики КМ. При содержании кремния в матричном сплаве более 13 вес. % микроструктура характеризовалась значительным количеством фаз первичного кремния, что приводило к увеличению вязкости композиционного расплава и неудовлетворительному формированию наплавленных слоев. Модифицирование поверхностного слоя литого КМ на основе сплава АК12М2МгН, армированного частицами SiC средним размером 14 мкм в количестве 12 об. %, осуществляли оплавлением сварочной дугой, горящей в атмосфере аргона в центре 4-х полюсной магнитной системы. Оплавление производили вольфрамовым электродом на постоянном токе прямой полярности. Магнитная система, размещенная со стороны сварочной горелки, позволяла регулировать размеры зоны оплавления (ширину и глубину) и дисперсность получаемой структуры за счет изменения величины магнитной индукции. Так, при обработке дугой в магнитном поле на режиме: I_{св}=100-110 A, U_д=16-18 B, V_{опл}=1,4 м/ч, B=0,048-1,2 Тл параметр λ ячеисто-дендритной структуры поверхностного слоя уменьшался на порядок и более по сравнению с исходным литым КМ, что может быть вызвано перемешиванием сварочной ванны и высокими скоростями охлаждения, характерными для дугового процесса. Процесс модифицирования поверхностного слоя не сопровождался интенсивным межфазным взаимодействием между армирующими частицами и матрицей, что обусловлено высоким содержанием кремния (10-13 вес.%) в матричном материале. Наплавленные поверхностные слои из КМ обладают значительно большими значениями твердости по сравнению с материалом подложки (не менее 60 HB, против 45 HB). Модифицированный слой после обработки дугой в магнитном поле также характеризуется повышенными значениями микротвердости в сравнении с исходным литым КМ. Испытания на сухое трение скольжения наплавленных поверхностных слоев и образцов КМ с модифицированным поверхностным слоем проводили на установке МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) по схеме: вращающаяся втулка (контртело из стали 40X, HRC>45) по шайбе (испытываемый образец) в диапазоне осевых нагрузок 18 - 60 Н при скорости скольжения 0,39 м/с. Поведение образцов при сухом трении скольжения оценивали по коэффициенту трения (f), величине объемной интенсивности изнашивания (Iv), и коэффициенту стабильности процесса трения (α_{ст}). Установлено, что наплавка композиционными прутками существенно повышает нагрузочную способность, стойкость против задира и расширяет диапазон трибонагружения материала подложки (АМг6). Наплавленные поверхностные слои из КМ обладают коэффициентом трения и интенсивностью изнашивания на уровне и даже несколько ниже, чем литые КМ аналогичного состава. Модифицирование поверхностных слоев приводит к существенному возрастанию износостойкости (не менее чем в 1,5 раза) по сравнению с исходными образцами литых КМ. Показано, что в зоне трибоконтакта формируется переходный слой, представляющий собой механическую смесь из материала контртела, испытываемого образца и их окислов. Близкие к единице коэффициенты стабильности процесса сухого трения скольжения наплавленных и модифицированных образцов свидетельствуют об устойчивом характере процесса трения скольжения, что свойственно антифрикционным материалам. Таким образом, проведенные эксперименты показали, что методы дуговой наплавки покрытий из КМ и модифицирования структуры путем дугового оплавления с воздействием на дугу и расплав магнитным полем позволяют формировать градиентное структурно-фазовое состояние поверхности, обеспечивающее высокую износостойкость изделий.

1. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства, Металлы, 2001, №6, с. 85-98.

2. Коберник Н.В., Бродягина И.А., Чернышов Г.Г., Чернышова Т.А., Аргонодуговая наплавка дисперсно-армированных алюмоматричных композиционных материалов, Физика и химия обработки материалов, 2005, №4, с. 67-71.

3. Chernyshov G.G., Kobernik N.V., Chernyshova T.A., Mikheev R.S., Fusion welding of aluminium based metall matrix composites, Перспективные материалы, Специальный выпуск, сентябрь 2007, с. 260-263.

4. Ghost K., Troczynski T., Chaklader A.C.D., Aluminium-silicon carbide coatings by plasma spraying, JTTEE5, 1997, V. 7, pp. 78-86.

5. Raju K., Ojha S.N., Harsha A.P., Spray forming of aluminium alloys and its composites: an overview, Journal of Materials Science, 2008, V. 43, pp. 2509-2521.

6. Hu C., Baker T.N., Laser processing to create in-situ Al-SiC surface metal matrix composites, Journal of Materials Science, 1995, V. 30, pp. 891-897.

7. Schinick T., Tondu S., Peyre P., Pawlowsky L., Steinhauser S., Wielage B., Hofmann U., Bartnicki E., Laser shock processing Al-SiC composite coatings, JTTEE5, 1999, V. 8, pp. 296-300.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ С МАТРИЦЕЙ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ Наркевич Н.А., Иванова Е.А.*

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, natnark@list.ru *Томский политехнический университет

COMPARATIVE ANALYSIS OF ABRASIVE WEAR RESISTANCE AND MECHANISMS OF WEAR PROCESS OF COMPOSITE COATINGS WITH A MATRIX ALLOYED BY NITROGEN Narkevich N.A., Ivanova E.A. *

The investigated composite coating was deposited by electron-beam fusion. The powder of nitrogen steel 60Cr24NMn16 was used as the coating matrix, and nitrogen ferrovanadium as the filler. The application of the mixture gives a high-quality coating with the structure of metastable nitrogen austenite and martensite reinforced by different-sized particles of nitrogen ferrovanadium and V(CN).

Исследованиями механизмов изнашивания занимались многие исследователи [1-3]. При трении сильно упрочняющихся материалов сдвиговая деформация проникает на большую глубину и интенсивность изнашивания может быть велика [2]. С позиций физической мезомеханики [3] деформация и фрагментация поверхностного слоя при трении обусловлены потерей сдвиговой устойчивости материала в локальных зонах концентраторов напряжений.

Разработка композиционных покрытий с азотистой аустенитной матрицей перспективна в связи с тем, что наряду с высокой коррозионной стойкостью они обладают комплексом высоких физико-механических свойств [4,5]. При разработке порошковых азотистых наплавочных материалов технологически возможно значительное (до 50%) увеличение доли карбидной или нитридной фазы в их составе. В настоящей работе проводится сравнительный анализ абразивной износостойкости азотистых дисперсноупрочненных покрытий, обсуждаются возможные механизмы их изнашивания.

Композиционное покрытие получали электронно-лучевой наплавкой. В качестве матрицы покрытия использовали порошок азотистой стали 60Х24АГ16, а в качестве наполнителя азотированный феррованадий. Покрытие без наполнителя имеет аустенитную структуру, рис.1а. При введении наполнителя в покрытии формируется каркас из твердых частиц V(CN) и первичного феррованадия, рис 1б. Применение ферросплава в качестве наполнителя позволяет увеличить объемную долю твердой фазы, и изменить фазовый состав матрицы, которая становится аустенитно-мартенситной.



Рис.1 – Структуры покрытий состава 60Х24АГ16 без наполнителя –а, с 10 % (масс.) –б и 25 % (масс.) –в наполнителя в виде азотированного феррованадия

Исследования дорожек трения после испытаний на абразивную износостойкость покрытия, наплавленного порошком 60Х24АГ16, выявили особенность, заключающуюся в сочетании механизмов изнашивания микрорезанием с усталостным изнашиванием, рис. 2а. Величина структурных фрагментов, образующихся при взаимодействии частиц абразива с азотистой матрицей составляет 0,5–2 мкм.



Рис. 2 Структура дорожек трения после испытаний на абразивную износостойкость; *а* -покрытие, наплавленное порошком 60Х24АГ16 без наполнителя; *б* - с наполнителем -30% (масс.)

Очевидно, что фрагментация материала при трении и формирование частиц износа не связаны с выкрашиванием карбонитридных фаз, а обусловлены явлениями деформационного происхождения с образованием частиц износа. При микрорезании частицами абразива в поверхностном слое возникают локальные зоны растяжения-сжатия, в которых направление действия усилия при каждом из актов абразивного воздействия, изменяется. В результате чего на поверхности трения формируется упрочненный слой, в котором происходит накопление повреждений и его фрагментация.

Введение в качестве наполнителя азотированного феррованадия повлияло на характер изнашивания (рис.2б) и износостойкость (рис.3). Анализ структуры дорожек трения дисперсноупрочненных покрытий показал, что основным механизмом износа является микрорезание, рис.2б.





Рис.4 – Микротвердость покрытий, различающихся массовой долей наполнителя (азотированного феррованадия), до испытаний на абразивную износостойкость и в дорожках трения после испытаний

Фрикционное упрочнение структуры при абразивном износе проявилось в повышении микротвердости покрытий всех исследованных составов. Согласно рис.4, повышение микротвердости составило $\approx 18\%$, в то время как в матрице покрытия с аустенитно-мартенситной структурой микротвердость практически не изменилась. Большое количество карбонитридов ванадия, вводимых азотированным феррованадием, а также вторичных частиц V(CN), выделившихся в результате старения (охлаждения после наплавки), уменьшило деформационное упрочнение покрытий при трении, что, по мнению [3], может быть связано с блокированием частицами систем вторичного скольжения.

Выводы:

1. При абразивном изнашивании в азотистых аустенитных покрытиях вследствие сочетания микрорезания с усталостным воздействием абразива формируется фрагментированная структура.

2. В азотистых покрытиях с наполнителем в виде азотированного феррованадия следы усталостного изнашивания в отсутствуют. Покрытия отличаются высокой абразивной износостойкостью, на 30–50% превышающую износостойкость стали 65Г с твердостью 56HRC.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 09 08 00059-а).

1. Garbar I.I. Critical structures of metal destruction under the process of wear // J. of Tribology-2000(122), P. 361–365.

2. Макушок Е.М., Калиновская Т.В., Белый А.В. Массоперенос в процессах трения.-Минск: Наука и техника, 1978. – 278с.

3. Витязь П.А., Панин В.Е., Белый А.В., Колубаев А.В. Механика пластической деформации и разрушения поверхностно упрочненных твердых тел в условиях трения// Физическая мезомеханика, 2002. – Т.5. – №1. – С.15-28.

4. Банных О.А., Блинов В.М., Стремина Л.Л. Структура и механические свойства стареющих немагнитных нержавеющих сталей // Изв.АН СССР. Металлы, 1978. – №1. – С 177–181.

5. Счастливцев В.М., Филиппов М.А. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов // МиТОМ, 2005. – № 1. – С. 6–8.

СТРУКТУРА И АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЯХ С МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА Наркевич Н.А., Иванова Е.А.*, Миронов Ю.П., Дураков В.Г.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, natnark@list.ru *Томский политехнический университет

STRUCTURE AND ANALYSIS OF THE STRAINED CONDITION IN COATING DEPOSITED BY ELECTRON-BEAM FUSION ON BASIS OF NITROGEN SOLID SOLUTION

Narkevich N.A., Ivanova E.A. *, Mironov Yu.P., Durakov V.G.

X-ray structural analysis is applied to study the value and character of distribution of lattice macrodistortions induced by electron-beam deposition of a wear-resistant coating with the structure of nitrogen-doped austenite on steel 65Mn.

Безникелевые нержавеющие азотсодержащие стали обладают благоприятным сочетанием высоких механических, коррозионных и трибологических свойств [1, 2]. В связи с этим в последние годы активно разрабатываются наплавочные материалы, композиционные покрытия с матрицей на основе азотистых сталей, а также способы их нанесения [3-6].

Цель настоящей работы – выявить структурные особенности азотистых покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой, а также провести анализ распределения остаточных напряжений.

Электронно-лучевой наплавкой порошка $60X24A\Gamma17$ получали покрытие, исследовали его структуру и макродеформации, обусловленные действием остаточных напряжений. Структуру покрытия исследовали на металлографическом микроскопе AXIOVERT-25CA. Рентгеноструктурный анализ и определение упругих макродеформаций проводили на дифрактометре ДРОН-4M с использованием Со- K_{α} -излучения методом асимметричных съемок. Исследуемые образцы располагали относительно рентгеновского излучения по схеме, приведенной на рисунке 1.



Рис.1 – Схема расположения поверхности исследуемого образца относительно рентгеновского пучка при послойном (положения 1, 2, 3, 4) определении упругих искажений кристаллической решетки

Структуры наплавочного порошка до наплавки и покрытия после наплавки показаны на рис.2. Видно, что структура покрытия и порошка существенно отличаются. Частицы Cr₂N в результате теплового воздействия электронного луча полностью растворились, и при охлаждении зафиксировался аустенит с включениями карбидов (Cr,Fe)₇C₃ на границах зерен, рис.26.



Рис.2 – Структуры стали 60Х24АГ17 после старения при 700°С в течение 3-х часов –а и покрытий после электроннолучевой наплавки порошка 60Х24АГ17 –б

По данным О-же-спектроскопии (табл.1) химический состав покрытия по сравнению с составом наплавочного порошка практически не изменился.

Таблица 1 – Химический состав наплавочного порошка и покрытия, полученного после электроннолучевой наплавки

	Содержан	Параметр решетки			
	Cr	Mn	С	N	аустенита, нм
порошок стали 60Х24АГ17	24,4	16,4	0,57	0,70	0,3657±0,0006
покрытие	24	16,2	0,5	0,65	0,3623±0,0004

Анализ уширений рентгеновских максимумов, позволил определить величину микродеформаций кристаллической решетки γ-Fe и размер блоков когерентного рассеяния в азотистом покрытии. Распределения макроискажений кристаллических решеток азотистого аустенитного покрытия и подложки с решеткой α-Fe показаны на рис.3.



Рис.3 – Распределение макродеформаций в покрытии, наплавленном порошком 60Х24АГ17 и зоне сплавления его со сталью 65Г в направлении действия напряжения σ_l , (ψ =90⁰) –а и в направлении действия напряжения σ_d , (ψ =90⁰) – 6 (Точка *h*=0 на абсциссе соответствует зоне сплавления)

Представленные на рис.3 зависимости характеризуют плосконапряженное состояние, описывающееся суммарным действием остаточных напряжений σ_1 (в плоскости шлифа и перпендикулярной поверхности подложки, то есть при $\psi=90^{0}$) и σ_2 (перпендикулярной плоскости шлифа и параллельной поверхности подложки, то есть при $\psi=0^{0}$).

В результате выполненной работы можно сделать следующие выводы:

1. При многопроходной электронно-лучевой наплавке аустенитных азотистых покрытий с применением порошковых наплавочных материалов формируется покрытие, структура которого соответствует структуре закаленной стали: без выделений частиц Cr₂N.

2. Азотистые покрытия, полученные электронно-лучевой наплавкой, характеризуются сложнонапряженным состоянием, обусловленным действием микронапряжений, связанных с формированием субструктуры и высоколегированного твердого раствора и макронапряжений, связанных с взаимным влиянием покрытия и подложки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 09 08 00059-а)

1. Банных О.А., Блинов В.М., Стремина Л.Л. Структура и механические свойства стареющих немагнитных нержавеющих сталей // Изв.АН СССР. Металлы.1978. №1. С 177-181.

2. Торхов Г.Ф., Слышанкова В.А., Ульянин Е.А., Шеревера А.В. Структура и свойства высокоазотистых коррозионностойких аустенитных сталей // МиТОМ.1978. №11. С.8-11.

3. Zhao L., Maurer M., Lugscheider E. Thermal spraying of a nitrogen alloyed austenitic steel // Thin Solid Films. 2003. V. 424, №2. P. 213-218.

4. Кальянов В.Н. Наплавка азотистыми сплавами //Автоматическая сварка. 2002. №10. С.50-51.

5. Гальченко Н.К., Дампилон Б.В., Белюк С.И., Самарцев В.П. Покрытия на основе азотистой стали с карбонитридным упрочнением, полученные методом электронно-лучевой наплавки //Физика и химия обработки материалов. 2003.№2. С.61-65.

6. Наркевич Н.А., Иванова Е.А. Структура и абразивная износостойкость электронно-лучевых углеродоазотистых покрытий // МиТОМ. 2008. №6. С.37-41.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Zr-Y-O, ПОЛУЧЕННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ Нейфельд В.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Федорищева М.В., Сергеев О.В. Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, retc@ispms.tsc.ru

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NANOCOMPOSITE COATINGS ON THE BASIS OF Zr-Y-O, DEPOSITED BY IMPULSE MAGNETRON SPUTTERING

Neyfeld V.V., Sergeev V.P., Sungatulin A.R., Fedorischeva M.V., Sergeev O.V.

The opportunity of deposition of nanostructure coatings on the basis of Zr-Y-O system on copper substrates by a method of magnetron impulse sputtering of mosaic targets containing different amount of zirconium and an yttrium is studied. By methods of X-ray diffraction analysis and secondary ionic mass-spectrometry the chemical composition and structurally-phase state of deposited coatings but too their thermal-cycle durability is investigated. It is revealed, that by means of an impulse method the thermal-cycle durability of the deposited coatings can be increased in 6 times. This effect is bonded with change of chemical composition and phase-structural states of nanostructure coatings.

Разработка методов нанесения термоциклическистойких и эррозионностойких покрытий на рабочие поверхности деталей космических ракет, работающих в условиях эксплуатации, близких к экстремальным, является актуальной задачей. Одним из путей в этом направлении является модификация многослойных теплозащитных покрытий на основе системы Zr-Y-O, которые наносятся сегодня в промышленном масштабе на рабочие поверхности авиационных турбинных лопаток электроннолучевыми и газотермическими методами [1]. Однако из-за трудностей получения указанными методами оптимального структурно-фазового состояния таких покрытий и значительного отличия их термического коэффициента линейного расширения от медных сплавов, из которых изготавливаются сопла ракетных двигателей, пока не удалось поднять в достаточной степени их термоциклическую стойкость и рабочую температуру. В последние годы предложен другой путь решения этой проблемы - разработка наноструктурных покрытий, которые показали в ряде практических приложений проявление уникального комплекса свойств [2]. Первые попытки ионноплазменного нанесения наноструктурных покрытий на основе оксидов циркония-иттрия с помощью магнетронов постоянного тока и высокочастотных магнетронов не дали желаемого результата из-за низкой скорости нанесения и неудовлетворительного качества покрытий [3-5]. В связи с этим в работе поставлена цель изучить возможность магнетронного напыления наноструктурных покрытий на основе системы Zr-Y-O методом импульсного магнетронного распыления мозаичных мишеней из циркония и иттрия разного состава и исследовать химический и структурно-фазовый состав получаемых покрытий и их термоциклическую стойкость. Процесс осаждения покрытия проводили с помощью вакуумной установки типа «Квант», оснащенной импульсным круговым планарным магнетроном мощностью 3 кВт, работающим в частотном диапазоне $30 \div 50$ кГц, и вакуумно-дуговым источником ионов циркония с плотностью тока 1,4÷2,6 MA/cM^2 .

Установлено, что полученные с помощью применяемого метода покрытия в интервале парциальных давлений реактивного газа кислорода 0,05-0,15 Па представляют собой диоксид циркония-иттрия Zr_{1-x}Y_xO₂, состоящий из двух основных фаз – моноклинной P2^1/b и тетрагональной Р4^2/nmc (рис. 1). Понижение парциального давления кислорода приводит к уменьшению относительной доли этих фаз и появлению новых - кубической Fm3m и ромбоэдрической R32. Размер зерен находится в пределах от 10 до 300 нм и зависит от содержания иттрия в покрытии и режима ионной бомбардировки. С увеличением концентрации иттрия до 19 ат.% объемная доля тетрагональной фазы увеличивается до 40 объем. %. Концентрационная зависимость размера зерен в покрытии имеет экстремальный характер с минимумом в области низких концентраций иттрия 3 – 6 Проведение испытаний медных образцов с нанесенными магнетронным методом ат.%. наноструктурными покрытиями показало, что их термоциклическая стойкость возрастает с увеличением концентрации иттрия и зависит от режимов нанесения покрытий. Установленные закономерности изменения термоциклической стойкости покрытий Zr_{1-x}Y_xO₂ связываются с изменениями химического состава и структурно-фазового состояния покрытий, которые определяют их максимальную степень деформации по механизму трансформационного упрочнения и стойкость к трещинообразованию.



Рис. Дифрактограмма покрытия на основе Zr-Y-O, осажденного на медной подложке с помощью импульсного магнетрона.

Таблица. Изменение термоциклической стойкости (ТЦС) в зависимости от химического и фазового состава покрытий на основе Zr-Y-O, осажденных на медной подложке с помощью магнетрона, работающего в режиме постоянного тока (1) и в импульсном режиме (2-4).

N⁰	Химиче	еский соста	ав, ат.%	Ф	ТЦС,			
партии образца	Zr	Y	0	ZrO ₂ -m	ZrO ₂ -t	ZrO-c	Y ₂ O ₃ -c	циклов
1	52	-	48	-	-	100	-	1
2	32	2	66	88	12	-	-	2
3	31	2	67	60	40	-	-	3
4	27	6	67	55	40	-	5	6

Таким образом, путем использования импульсного метода магнетронного распыления и выбора оптимального режима и состава мишеней на медной подложке можно сформировать нанокомпозитное покрытие на основе Zr-Y-O с термоциклической стойкостью в 6 раз выше аналогичных покрытий, которые получаются с помощью магнетрона постоянного тока.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект №08-08-13679 офи ц.

Литература:

- 1. Осокин В.А., Шпак П.А., Пиюк Е.Л. Перспективные материалы. 2008. №2. с.19-27.
- Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск, изд-во ТПУ, 2008, 286 с.
- 3. Qadri S.B., Gilmore CM., Quinn C., Skeltonand E. F., Gossett C. R. J. Vac. Sci. Technol. 1989. V. A 7. N 3. P. 1220-1224.
- Trinh D.H., Ottosson M., Collin M., Reineck I., Hultman L., Högberg H. Thin Solid Films. 2008. V.516. – P. 4977-4982.
- 5. Trinh D.H., Kubart T., Nyberg T., Ottosson M., Hultman L., Högberg H. Thin Solid Films. 2008. V.516. P. 8352-8358.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК С СОДЕРЖАНИЕМ РУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ

Николаев А.А.*, Кычкин А.К., Семенов Я.С.*

Россия. Якутск. Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутский государственный университет* yansemenov@mail.ru

WEARSTREGTH LAYER ON THE POWDER WIRE WITH ORE CONCENTRATION A.A. Nikolaev, A.K. Kichkin, Y.S. Semenov

We are investigated wear of the layer with ore concentration. The layer received electoarc metallization of the experimental powder wire with ore concentration.

Введение. Трение - яркий пример экстремальных условий, при которых работает большинство материалов в разнообразных узлах машин и механизмов. В парах трения, как правило, возникают высокие контактные напряжения и их концентрации, большие скорости нагружения, значительные пластические деформации и, как следствие, износ соприкасающихся поверхностей.

Их роль существенно возрастает, если силовые воздействия приобретают черты циклического или ударного нагружения, а температура эксплуатации понижается.

Цель работы - исследовать возможность использования порошковых проволок для износостойких покрытий с добавками из концентратов «хвостов» горнодобывающей промышленности.

Метод и методика получения порошковых проволок для создания износостойких поверхностей. Порошковые проволоки изготавливались по стандартной методике (всего 7 составов) с добавлением порошков полученных из восстановленных концентратов «хвостов» горнодобывающей промышленности.

На установке ЭДУ-500С электродуговой металлизацией из вышеназванных проволок получены покрытия на стандартных цилиндрических образцах (*h*=10 мм).

Проволоки перед напылением прокаливалась при температуре 200°С в муфельной печи в течение 2 часов. Подложки проходили предварительную подготовку дробеструйной обработкой и обезжиривание. Технологические режимы электродуговой металлизации, выбранные исходя из условий обеспечения устойчивости дуги и надежной работы по ресурсу сопла установки ЭДУ-500, приведены в таблице 1.

Таблица 1

Составы	Ток дуги	Напряжение V,	Давление Р, атм.	Дистанция L, мм
	I, A	В		
1	180			
2	180			
3	180	36	7-7,5	150
4	180			
5	200			
6	200			
7	220			

Технологические режимы нанесения покрытий электродуговой металлизацией

Средние значения химического состава покрытий, определенные по трем значениям спектрального анализа каждого образца на установке «Spectroport - F», приведены в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав покрытий с минеральными модифицирующими добавками

N⁰	Среднее значение содержания химических элементов, %															
	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	W	Pb
1^{1}	0,22	1,63	0,35	0,018	0,122	6,32	0,07	20,9	0,08	0,004	0,029	0,023	0,04	0,012	0,58	-
2	0,42	2,07	0,77	0,018	0,11	8,57	0,055	12,3	0,145	<0,02	1,00	0,19	>2,1	0,09	0,33	0,11
3	0,57	2,03	1,14	0,024	0,12	6,95	0,15	9,27	0,16	0,2	3,49	0,21	>2,1	0,11	0,68	0,18
4	0,33	0,97	0,41	0,01	0,07	7,1	0,035	19,5	0,10	<0,01	0,02	<0,005	>2,1	0,016	0,08	0,08
5	0,47	3,6	0,32	0,04	>0,15	6,9	0,2	27,7	0,34	0,55	4,35	0,23	0,70	0,04	2,13	0,22
6	0,26	1,79	0,35	0,034	0,12	7,8	0,11	23,4	0,12	<0,001	0,029	0,29	0,71	0,028	0,84	-
7	0,36	2,21	0,56	0,042	0,12	6,3	0,18	17,0	0,22	0,58	2,09	0,41	1,43	0,03	1,1	0,19

Для сравнительного исследования структуры покрытий из порошковых проволок с разным содержанием концентратов, были изготовлены поперечные шлифы, на которых проведены металлографические исследования на микроскопе «*Neophot*-32» (см. рис. 1.).



Рис.1. Покрытия из порошковых проволок (x1000): а) состав №1 без минеральной добавки; б) состав №2 с минеральными добавками a; в) и г) составы №5 и №7 соответственно с минеральными добавками δ .

Испытания на износ покрытий проводили на машине трения СМЦ-2. На основе анализа работ и методик испытаний на износ была выбрана схема трения «диск-колодка» в условиях сухого трения. Определение износа проводилось весовым методом. Важнейшей количественной характеристикой микрогеометрии поверхности трения, показывающей динамику изнашивания в зависимости от параметров – нагрузки, скорости скольжения, температуры и т.д., – является шероховатость.

На стадии установившегося износа уровень изнашивания наиболее высок для покрытия из порошковой проволоки состава №6; показатели износа для проволок №1 и №5 сопоставимы и отличаются самым низким значением.



Рис. 2. Кривые массового износа (G) покрытий из порошковых проволок минеральными добавками в зависимости от цикла трения.

Выводы. Таким образом, создание порошковых проволок с применением рудных концентратов из хвостов горнодобывающей промышленности для износостойких покрытий целесообразно

¹ Состав №1 не содержит минеральной добавки.

ШИРОКОДИАПАЗОННАЯ ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕЙКА ГЕТЕРОГЕННОГО ПОКРЫТИЯ С МИКРОСФЕРИЧЕСКИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ Острик А.В.

Россия, Институт проблем химической физики PAH, ostrik@ficp.ac.ru

WIDE-RANGE ELEMENTARY CELL FOR HETEROGENEOUS COVERING WITH MICROSPHERAL FILLER

Ostrik A.V.

The wide-range non-equilibrium model for elementary cell of heterogeneous material with polydisperse filler is constructed. It's assumed that cylindrical cell is resided in uniaxial deformational state. Stresses relax calculation for each cell is based on solution of elastic-plastic medium equilibrium equations and wide-range equations of states. Suggested model allows determining initial stress profile in all variation range of absorbed specific energy densities. This model takes into account effects of electrical micro-breakdown and thermal exchange between heterogeneous material components.

In our model we paid attention to structural specialties of multilayer micro-spherical fillers are used for protection from IR in heterogeneous coverings. These specialties were taken to account by consideration of next processes: the loss in stability of thin micro-spheres than thickness-to-radius ratio is small; thick micro-spheres destruction; irreversible collapse of micro-spheres.

Calculations results of initial stresses profiles in heterogeneous coverings filled glass or carbon microspheres (they are covered heavy metals: tungsten or nickel) are presented.

В настоящее время построено достаточно много неравновесных моделей ячеек гетерогенных материалов [1, 2], поглощающих интенсивные потоки ионизирующих излучений (ИИ) различной физической природы [3]. Эти модели имеют различные области применимости и не могут быть использованы во всей практически важной области изменения параметров воздействующих интенсивных потоков ИИ.

В работе строится широкодиапазонная неравновесная модель элементарной ячейки гетерогенного материала с дисперсным наполнителем. Предполагается, что ячейка находится в условиях одноосного деформированного состояния. Расчет выравнивания напряжений в пределах элементарной ячейки основывается на решении уравнений равновесия упругопластической среды, дополненных широкодиапазонными уравнениями состояния. Предлагаемая модель позволяет получить начальный профиль напряжений во всем диапазоне плотностей подводимой энергии (как малых энерговкладов, когда оказывается важным упруго-пластическое течение, так и больших, при которых имеют место фазовые переходы) с учетом влияний последствий электрических микропробоев (изменений механических и термодинамических свойств компонентов) и теплообмена между компонентами на процесс релаксации напряжений.

Большое внимание при построении модели уделяется учету структурных особенностей многослойных микросферических наполнителей, используемых в гетерогенных покрытиях для защиты от ионизирующих излучений. Учитываются потеря устойчивости (тонких микросфер с малым отношением толщины к радиусу), разрушение и необратимое схлопывание микросфер [4] в процессе поглощения энергии ИИ в гетерогенном материале.

Приводятся результаты расчетов начальных профилей напряжений в гетерогенных покрытиях с дисперсными наполнителями из стеклянных и углеродных микросфер с напылением тяжелых металлов (вольфрама или никеля).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант N 08-01-00822-а).

Литература

- 8. *Острик А.В.* Термомеханическое действие рентгеновского излучения на многослойные гетерогенные преграды в воздухе.–М.: НТЦ «Информтехника», 2003.– 160с.
- 9. Бакулин В.Н., Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А., Чепрунов А.А. Механическое действие рентгеновского излучения на тонкостенные композиционные конструкции. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008.-256с.
- 10. Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А. Численный код для расчета многократного комплексного действия излучений и частиц на многослойный многофункциональный гетерогенный плоский пакет. Черноголовка: ИПХФ РАН, 2006.
- 11. Ромадинова Е.А. Модель установления давления при импульсном объемном энерговыделении в гетерогенном материале с полидисперсным наполнителем /XVI Международная конференция «Воздействие интенсивных потоков энергии на вещество». Сб. трудов. Терскол, 2001. С.30-32.

МЕЗОМЕХАНИКА ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК Панин А.В., Шугуров А.Р., Козельская А.И.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, pav@ispms.tsc.ru

MESOMECHANICS OF DEFORMATION AND FRACTURE OF THIN FILMS

Panin A.V., Shugurov A.R., Kozelskaya A.I.

The processes of deformation of thin films on substrates under different loadings were investigated. Mechanisms of formation of wrinkle and buckle patterns on the surfaces of metal and oxide films are studied. It is demonstrated that important role is played by the periodical distribution of stresses and strains at the film-substrate interface underlying the deformation and fracture of thin films subjected to external loadings.

В процессе роста, а также при термических, механических, радиационных и др. воздействиях в тонких пленках развиваются сильные напряжения, обусловленные различием характеристик пленки и подложки, фазовыми превращениями, и т.д. Под действием напряжений пленка и подложка должны испытывать различные степени деформации, однако, поскольку они жестко связаны друг с другом, то пленка сжимается (или растягивается), чтобы соответствовать размеру подложки. Минимизация энергии деформации системы пленка-подложка вызывает формирование периодического складчатого рельефа на поверхности пленок, и, как следствие, периодическое распределение нормальных и касательных напряжений в системе пленка-подложка. Релаксация напряжений приводит к упругой либо пластической деформации пленок, которая в зависимости от условий нагружения и характеристик пленки и подложки происходит посредством дальнейшего роста складок, отслоения пленки от подложки, распада пленки на отдельные островки и др. С целью выявления общих закономерностей деградации тонких пленок при различных внешних воздействиях в работе рассмотрены различные механизмы деформации и разрушения тонких пленок в условиях периодического распределения напряжений и деформаций на границе раздела пленка-подложка.

Эволюцию рельефа поверхности, микроструктуры, а также изменения химического состава тонких металлических и оксидных пленок в процессе термического отжига, одноосного растяжения, сжатия и знакопеременного изгиба изучали методами растровой электронной и сканирующей зондовой микроскопии, рентгеновской дифракции и энергодисперсионного микроанализа.

При сжатии пленок на податливой подложке на их поверхности развивается процесс формирования складок, сопровождающийся когерентной деформацией подложки. Длина волны и амплитуда складок определяются конкуренцией между энергетикой и кинетикой процессов деформации пленки и подложки. Если пленка нанесена на жесткую подложку, то деформация изгиба системы пленка-подложка сильно затруднена вследствие высоких значений критического напряжения для начала деформации подложки. В этих условиях особую роль приобретает степень связи пленки и подложки. Если эта связь недостаточно сильная, либо локально ослабляется различными дефектами на границе раздела, то может иметь место частичное отслаивание пленки от подложки. В этом случае релаксация сжимающих напряжений в пленке приводит к изгибу (вспучиванию) ее отслоившегося участка, а подложка не деформируется. В условиях хорошей адгезии пленки к подложке и больших градиентов напряжений на границе раздела пленка-подложка, вспучивание может регулироваться распределением напряжений и носить периодический характер. Первоначально на поверхности пленки формируются складки вследствие упругой деформации системы пленка-подложка, а затем начинается ее отслаивание по границе раздела.

Периодическое распределение напряжений и деформаций на границе раздела «пленка-подложка» может обусловливать локальный перенос атомов легирующих элементов из подложки на поверхность тонкой пленки. В вершинах складок нормальные и касательные растягивающие напряжения формируют зоны гидростатического растяжения. Возникающий градиент химического потенциала вызывает поток элементов с большим молярным объемом через границу раздела пленка-подложка, обусловливая накопление примесей в данных зонах.

Периодическое распределение напряжений определяет и характер разрушения тонких пленок. В случае недостаточно высокой адгезии растрескивание пленок обусловлено их отслаиванием от подложки и последующим развитием растягивающих тангенциальных напряжений на внешней поверхности отслоившейся пленки. При достижении критической величины изгиба в области максимумов складчатости формируются трещины нормального отрыва. В условиях высокой адгезии пленок к подложке характер разрушения пленок определяется действием нормальных напряжений. Растрескивание пленок происходит в области границы между максимумами и минимумами складок, обусловливая развитие в пленках трещин поперечного сдвига.

ПРОЧНОСТНОЙ АНАЛИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ Панин С.В., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Струков Ю.С.¹⁾

Россия Институт физики прочности и материаловедения СО РАН svetlanab7@yandex.ru Томский университет систем управления и радиоэлектроники, г. Томск, Россия

THE STRENGTH ANALYSIS OF COMPOSITE COVERING

Panin S.V., Ljukshin B.A., <u>Bochkareva S.A.</u>,* Strukov J.S.

The algorithm is assumed for estimate strength properties of the polymeric composition covering, based on computer simulation and numerical method. The given approach allows connecting the level of external loading, the method of its application, the characteristics of relief of substrate, the structure of material of composition (the form and the location of inclusions) with local dispensing parameters of stress-strain state and next for the forecast of firmness of covering material.

Введение армирующих добавок в полимерное покрытие повышает его эксплуатационные свойства. Масштаб включений, как правило, отличается от масштаба изделий на несколько порядков. Поэтому при расчете параметров напряженно-деформированного состояния (НДС) полимерного покрытия, задачи обычно решаются в предположении, что либо полимерное покрытие является однородным, либо при его расчете можно использовать так называемые эффективные характеристики полимерной композиции. Но износ покрытия при действии внешних нагрузок связан в большей мере с его локальным разрушением. Такое разрушение может быть обусловлено, в частности, тем, что армирующие добавки в полимерном покрытии являются концентраторами напряжений. В зонах концентрации напряжения могут значительно отличаться от средних значений, что и приводит к локальному разрушению. При этом средние по объему материалу напряжения могут быть далеки от предельных значений.

Если определение эффективных характеристик можно проводить с помощью тех или иных процедур осреднения, то разрушение обычно связывается с параметрами НДС в локальных зонах, что обычно выливается в формулировку – «прочность является структурно-чувствительной



Рис. 1. Схема алгоритма определения прочности покрытия

характеристикой».

Чтобы учесть структуру материала и оценить влияние включений на деформационно-прочностные характеристики изделия, предлагается следующий алгоритм оценки прочностных свойств полимерного композитного покрытия с использованием компьютерного моделирования.

На первом этапе моделируется представительный наполненного полимерного материала объем И анализируется его НДС. В явном виде учитывается наличие разных фаз – полимерной матрицы и армирующих включений, - их взаимное расположение, характер взаимодействия, деформационно-прочностные свойства и т.д. Этот анализ с использованием процедур осреднения позволяет получить эффективные характеристики материала покрытия - модуль упругости при соответствующем напряженном состоянии, коэффициент Пуассона и чистый сдвиг, что позволяет оценить модуль упругости второго рода. Как правило, внешние нагрузки на первом этапе представляют собой одноосное или двухосное растяжение и их значения не имеют отношения к эксплуатационной нагрузке.

На втором этапе полученные эффективные характеристики композиции используются при расчете параметров НДС «однородного» покрытия. При этом, в общем случае, можно выделить области, где напряжения и/или деформации являются экстремальными – за счет конкретного способа приложения нагрузки, рельефа подложки и т.д. В этой наиболее опасной с точки зрения

прочности области «вырезается» представительный объем полимерной композиции.

На третьем этапе, проводится расчет НДС «вырезанного» из покрытия представительного объема, в котором, как и на первом этапе, в явном виде учитывается наличие разных фаз – полимерной матрицы и включений. Граничные условия для этого объема задаются на основе напряжений и/или перемещений, вызванных при действии эксплуатационных нагрузок на покрытие. Применение метода конечных элементов позволяет определять значения напряжения и перемещений в узлах, элементах и затем аппроксимировать по границе любой выбранной области. На этом этапе возникает возможность с использованием тех или иных критериев оценить возможность локального разрушения. Схема описанного алгоритма приведена на рисунке 1.

В работе расчет проводился на примере стальной подложки и наполненного полимерного покрытия из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) при действии на него эксплуатационной нагрузки: нормальной сжимающей и касательной. Для улучшения контакта между покрытием и подложкой на поверхность стального образца наносился рельеф. В этом случае часть касательной нагрузки воспринимается металлической подложкой, что уменьшает напряжения и деформации в покрытии и повышает его работоспособность. С другой стороны, неровности рельефа являются концентраторами напряжений, и тогда в покрытии возникают зоны, опасные с точки зрения прочности.

Результаты расчетов показали, что значения критических параметров, с учетом структурных особенностей материала, в общем случае увеличиваются в разы. В рассмотренных случаях значения критических параметров, в качестве которых рассматривались нормальные и касательные напряжения, интенсивности деформаций и напряжений в покрытии, увеличивались при изменении структуры материала в 1 - 4 раза. Степень наполнения при этом составляла 4-8%, а форма включений дисперсная. Для игольчатой формы включений, при таких же степенях наполнения, наблюдается еще больший рост значений критических параметров. На рисунке 2 показаны поверхности изолинии интенсивностей напряжений, соответствующие второму – 2, а и третьему – 2, б этапам расчета. На рис 2, б наклон изолиний отражает направление линии действия максимальной нагрузки.



Рис. 2. Поверхность и изолинии распределения интенсивностей напряжений

Таким образом, предлагаемый метод анализа позволяет связать уровень внешней нагрузки, способ ее приложения, характеристики рельефа подложки, наконец, состав материала композиции с локальными распределениями параметров НДС и далее с прогнозом стойкости материала покрытия. *Работа выполнена при поддержке РФФИ, проекты: 08-01-00205-а, 09-08-00752-а.*

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, pochiv@ispms.tsc.ru

THE EFFECT OF NANOSTRUCTURED SURFACE LAYERS ON FEATURES OF PLASTIC DEFORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE HIGH-STRENGTH ALUMINIUM-LITIEVYH ALLOYS AND THEIR WELDED JOINTS

Pochivalov Yu.I., Panin V.E.

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 удается кратно 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÷150 мкм, в перпендикулярном – 5÷10 мкм. Толщина зерна – 3÷5 мкм. Наличие сильно выраженной текстуры сильно снижает технологичность сплава и ограничивает угол его гиба при изготовлении деталей сложной конфигурации. Исследование процессов развития пластической деформации на мезоскопическом уровне с использованием измерительного оптико – телевизионного комплекса "TOMSC" 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 ~90° 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 смешений 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.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕДИ С ГРАДИЕНТНЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Ермолаева А.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, г. Томск, pochiv@ispms.tsc.ru

FEATURES OF STRAIN AND FRACTURE OF COPPER WITH THE GRADIENT SURFACE LAYERS Pochivalov Yu.I., Panin V.E., Ermolaeva A.N.

The paper present the investigation results of nanostructuring of surface layers formed by a ultrasonic forging method on the copper substrate on development of a plastic deformation process and feature of fracture at an uniaxial tension.

Широкое внедрение конструкционных материалов с наноструктурными покрытиями и поверхностными слоями требует наноструктурированными всестороннего изучения деформационного поведения этих материалов в различных условиях нагружения (активное растяжение или сжатие, циклическое нагружение, термоциклирование, высокотемпературная ползучесть и т.д.). Подобные исследования позволяют определить критические значения деформаций и напряжений, до которых система «наноструктурированный поверхностный слой (наноструктурное покрытие) – подложка» сохраняет свои служебные свойства. С другой стороны конструкционные материалы с наноструктурными покрытиями и наноструктурированными поверхностными слоями представляют собой многоуровневую систему, в которой ее составляющие (наноструктурированный (наноструктурное покрытие). подложка) поверхностный слой являются важнейшими функциональными подсистемами. Эти подсистемы оказывают определяющее влияние на развитие процессов пластической деформации и разрушения конструкционных материалов на всех масштабных уровнях деформации.

Целью настоящей работы является исследование влияние наноструктурированных поверхностных слоев и наноструктурных покрытий на закономерности развития пластической деформации и разрушения образцов технической меди марки M1.

Методами оптической металлографии и электронной микроскопии исследована тонкая структура градиентного поверхностного слоя, сформировавшегося после ультразвуковой ковки. Исследования показали, что в поверхностном слое формируется градиентная дефектная структура с плотностью дефектов монотонно уменьшающейся с удалением от поверхности. Непосредственно у поверхности в тонком слое формируются наноразмерные структуры с размером зерна менее 100 нм. За наноструктурой обнаружены слои с полосовыми дислокационными структурами. Установлены характерные типы и размеры и распределение по сечению поверхностного слоя дислокационных структур в зависимости от расстояния от поверхности. Определены остаточные напряжения в поверхностном слое медных образцов. По данным рентгеноструктурного анализа после ультразвуковой ковки в поверхностном слое медных образцов формируются напряжения сжатия, величина которых может достигать 90-120 МПа.

Изменение структуры и напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя определяет изменения поведения технически чистой меди в ходе пластической деформации. Прежде всего, при создании наноструктурированного поверхностного слоя в медных образцах резко повышаются предел упругости, коэффициент деформационного упрочнения предел прочности при небольшом снижении пластичности материала.

С использованием оптико-телевизионного измерительного комплекса «TOMSC» выполнено исследование особенностей развития деформационного рельефа в условиях активного растяжения образцов в состоянии поставки и с наноструктурированным поверхностным слоем. При анализе полученных результатов и сравнении деформационного рельефа образцов при различных степенях деформации были получены данные о влиянии наноструктурированных поверхностных слоев и покрытий на характер развития пластической деформации в гетерогенных материалах.

В медных образцах в состоянии поставки деформация материала развивается однородно по всей длине образца. При малых степенях деформации на поверхности формируются короткие деформационные полосы. С увеличением степени деформации рельеф огрубляется. На стадии разрушения материала формируются две симметричные мезополосы пластической деформации, которые определяют появление типичной симметричной шейки. В центре пересечения мезополос зарождается и развивается магистральная трещина, по которой в последствии происходит разрушение образца по схеме нормального отрыва. Анализ фрактограмм показывает, что микромеханизмы разрушения в центральной части образца и в периферийных зонах (у поверхностей

лицевой части образца), являются разными. В центре образца характер разрушения вязкий, чашечного типа, чашечки формируются путем зарождения и слияния микропор. В тоже время, в центре образца наблюдается много крупных, более 5 мкм пор. Их образование может быть связано с особенностями массопереноса материала в шейке образца при пластической деформации.

В материале с наноструктурированным поверхностным слоем наблюдаются особенности пластического деформирования, связанные с формированием рельефа при ультразвуковой обработке. Деформация зарождается внутри «борозд», сформированных в процессе ультразвуковой обработки, и развивается с образованием мезаполос, которые распространяются в направлении максимальных касательных напряжений внутри данного рельефа. При этом границы между «бороздами» играют роль «квазипрепятствий» на пути распространения мезаполос. При выходе мезаполос на границу полосовой структуры происходит торможение мезополосы с образованием концентратора напряжений, а затем их разветвление во взаимно сопряженных направлениях. Разрушение медного образца с наноструктурированным поверхностным слоем осуществляется по такой же схеме ,как и наноструктурированного поверхностного слоя. Однако. без в мелном образие с наноструктурированным поверхностным слоем, ширина поверхности разрушения значительно больше, чем в образце в состоянии поставки, а область, занимаемая крупными порами значительно уже. Анализ полученных результатов показывает, что наноструктурирование поверхностных слоев подавляет развитие локализации пластического течения на мезоуровне и способствует равномерному распределению деформации по длине рабочей части образца. Предполагается, что это может быть связано с изменением напряженно-деформированного состояния образца, наличием высоких напряжений сжатия у его поверхности и высокой подвижностью элементов наноструктуры.

ВЛИЯНИЕ ПАРОВ ВОДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИЮ КОСОНАПЫЛЕННЫХ ПЛЕНОК Si₂O₃ Секушин Н.А.

Россия, Институт химии Коми научного центра УрО РАН, г. Сыктывкар sekushin-na@chemi.komisc.ru

$\label{eq:influence} \mbox{Influence water vapor on mechanical stress and deformation of oblique angle deposition si_2O_3 films.}$

Sekushin N.A.

Adsorption H_2O and swelling of amorphous porous Si_2O_3 thin films creates stress in the films that leads to cracking, curling and peeling. This process results forming a three-dimensional periodical structure oriented lengthwise direction. Investigation of topology this structure and mechanical stress in films with different sputtering angle allow to build up model, which explain deformation effect.

Вакуумное напыление осуществлялось из Мо лодочки, в которую помещали смесь кремния с диоксидом кремния в массовой пропорции 1 : 2. При нагревании распылителя электрическим током до температуры 1100 - 1200°С идет химическая реакция с образованием монооксида кремния, который затем переходит в парообразное состояние: SiO₂ + Si = 2SiO¹. Угол α между нормалью к подложке и молекулярным пучком называется углом напыления. Были изучены пленки с α от 0 до 55°. За плоскость напыления принимают плоскость, проведенную через нормаль к подложке и направление молекулярного пучка. Механические напряжения (МН) в плоскости напыления считаются продольными (σ_x), а МН, перепендикулярные к плоскости напыления, считаются по интерференции света на длине волны 546,1 нм (зеленая линия паров ртути). Измерения показателя преломления пленок показали, что пористость у пленок с α =50° на 10 – 15% больше, чем у пленок с α =0°. Кроме этого, косонапыленные пленки имеют оптическую анизотропию.

Рентгеноструктурный анализ показал, что образцы аморфны. В ИК спектре имеются полосы: 870 см⁻¹ и 1040 см⁻¹, которые авторы [1] отнесли к соединению Si₂O₃. Этот спектр достаточно близок к ИК спектру SiO₂ (800 см⁻¹ и 1085 см⁻¹) и существенно отличается от ИК спектра SiO, у которого имеется всего одна полоса при 1000 см⁻¹ [1]. Таким образом, по химическому составу полученные пленки соответствуют нестехиометричному оксиду Si₂O₃.

Методы измерении и результаты исследования МН в пленках SiO и SiO₂ можно найти в обзоре [2]. В настоящей работе изучение МН в косонапыленных пленках Si₂O₃ проводилось по методике [3]. В результате исследования было установлено, что при адсорбции паров воды наблюдается набухание пленки Si₂O₃, что можно объяснить капиллярной конденсацией паров воды и её расклинивающим действием. При обдуве пленки влажным воздухом зарегистрированы анизотропные МН: при $\alpha = 50^{\circ}$ поперечные МН превышают продольные в 3 – 5 раз. Процесс набухания пленки Si₂O₃ приводит к отслаиванию пленки от подложки, при этом у пленок с α >30[°] возникают волнообразные структуры, ориентированные в продольном направлении. На рис.1 приведены фотоснимки с разной степенью увеличения картин деформации.



Рис.1. Фотоснимки (негативы) пространственно-периодических структур, возникающих в результате анизотропного набухания пленок Si₂O₃.

При увлажнении можно наблюдать зарождение и рост деформационной структуры (ДС). В результате исследования нами выдвинута следующая модель возникновения ДС. Поскольку

DFMN-2009

поперечные МН превышают продольные, то возникший сферический купол будет постепенно расти в продольном направлении, образуя цилиндрическое отслоение (рис.2).



Рис.2. Деформация пленки Si_2O_3 в поперечном направлении: 1 – пленка; 2 – подложка; β - углы падения и отражения светового луча от цилиндрического склона, δ - угол скольжения светового луча относительно подложки. *ХУ* – система координат.

Введем "коэффициент поперечной набухаемости" пленки k_y , который в сущности является относительным удлинением пленки вдоль направления

Y после ее отслаивания: $k_y = \frac{l_2 - l_1}{l_1}$, где l_1 и l_2 – начальная и конечная длина пленки, соответственно.

Из рис.2 находим: $k_y = \frac{\beta}{\sin \beta} - 1 \approx 0,026$. Угол β мы определяли по отражениям света от склонов ДС.

Таким образом, в поперечном направлении удлинение всего на 3% приводит к релаксации поперечной составляющей МН.

Поскольку продольная составляющая МН не равна нулю, то удлинение пленки в направлении *X* сопровождается ее закручиванием в виде зигзагообразной структуры (рис.3).



Рис.3. Деформация пленки Si₂O₃ в продольном направлении. Изображены линии равной длины.

Из рис. 3 определим "коэффициент продольной набухаемости" k_x : $k_x = \frac{\gamma}{2\sin\frac{\gamma}{2}} - 1$.

Из левого фотоснимка (рис.1) следует, что угол γ приблизительно равен 0,75 π . Отсюда находим, что $k_x \approx 0,3$, т.е. относительное удлинение пленки в продольном направлении в 10 раз больше, чем в поперечном.

Вторая особенность косонапыленной пленки Si_2O_3 является то, что она в поперечном направлении является пластиной, которая, как известно, благодаря силам упругости способна держать форму. В продольном направлении свойства пленки больше соответствуют оболочке, которая не держит форму и, кроме этого, может образовывать складки, например точка *B* на рис.3. Объекты с такой анизотропией механических свойств хорошо известны. Примером может служить циновка - коврик, состоящий из параллельных стеблей тростника, скрепленных между собой упругими нитями. Циновка вдоль стеблей держит форму, а в направлении перпендикулярном стеблям может образовывать складки. Таким образом, картины упорядоченной деформации подтверждают известное предположение о "балочном" строении косонапыленных пленок.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Плискин У.А., Керр Д.Р., Перри Дж.А. Тонкие стекловидные пленки // Физика тонких пленок. Т.4. М.: Мир, 1970, с. 303 386.
- 2. Гаврилюк А.И., Секушин Н.А. Электрохромизм и фотохромизм в оксидах вольфрама и молибдена. Л.: Наука, 1990.- 104 с.
- 3. Герштенберг Д. Тонкопленочные конденсаторы // Технология тонких пленок. Т.2. М.: Советское радио, 1977.- с.623 665.

ВЛИЯНИЕ АЗОТИРОВАННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12X18H10T Семашко Н.А., Башков О.В., Панин С.В., Чернов А.И., Коптева О.Г.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, nik-sem@imet.ac.ru

INFLUENCE OF NITRIDED SURFACE LAYER ON KINETICS OF FRACTURE THE AUSTENITIC STEEL 12X18H10T

Semashko N.A., Bashkov O.V., Panin S.V., Chernov A.I., Kopteva O.G.

In this paper, we investigated the kinetics of the destruction samples from austenitic steel 12X18H10T using the acoustic-emission (AE) method and the influence of nitrided surface layer on this process. Analyses of the mechanisms of fracture were carried out by the new parameters obtained on the base of the spectral and wavelet analyses of AE signals. The stages of activity of dislocations processes of deformation and brittle fracture, and the second stage was particularly expressed at the deformation of samples with nitrided surface layer were identified

Акустическая эмиссия (АЭ) при деформации и разрушении материалов содержит значительный объем важной информации о физических процессах, изменениях структуры материала, а также о механизмах, энергии разрушения, скорости деформации и т.д. Деформация в материале развивается со сменой стадий, каждая из которых характеризуется определенным набором механизмов и их соответствующим вкладом в общий процесс. Сложность параметрического описания распространения акустических волн в ограниченной, дефектной, анизотропной среде пока не позволяет разработать единую идентификацию сигналов и источников АЭ.

В настоящей работе исследована кинетика разрушения образцов из аустенитной стали 12X18H10T с использованием метода АЭ и влияние азотированного поверхностного слоя на этот процесс. Исследования проводились на образцах из аустенитной стали 12Х18Н10Т, изготовленных из листового материала толщиной 2мм. Нагружение проводилось на разрывной машине INSTRON-1030 по методике испытаний на одноосное растяжение со скоростью нагружения 0,5мм/мин. Регистрация АЭ информации проводилась на оригинальном лабораторном комплексе, на базе ЭВМ со встроенным четырех канальным быстродействующим АЦП с частотой дискретизацией 10мГц. Анализ механизмов деформации осуществлялся по новым параметрам АЭ, полученным на основе спектрального и вейвлет анализа сигналов АЭ. Для исследования влияния азотированного поверхностного слоя на кинетику разрушения стали 12Х18Н10Т, были деформированы образцы в состоянии поставки и образцы с азотированным слоем, полученные газовым азотированием поверхности в течение 0,5 часа. При этом на поверхности образцов образовался слой нитридов повышенной твердости толщиной 10мкн. Как показал анализ, в частности по двухпараметрическому распределению сигналов АЭ в координатах энергия - частотный коэффициент, образование микротрещин для образцов в состоянии поставки происходит на начальном этапе деформации. Дальнейшая деформация сопровождается локальными пластическими сдвигами, в основе которых лежат дислокационные механизмы пластической деформации. Фактически, окончательное разрушение материала имеет пластическую (дислокационную) природу и образование шейки в основном является результатом активной пластической деформации, связанной с эволюцией дислокационной структуры. Активность образования микротрещин возрастает лишь на стадии предразрушения. Для образцов с поверхностным азотированным слоем стадийность деформации протекает по иному, чем в образцах без поверхностного упрочнения. Уже на стадии упругой деформации в поверхностных слоях происходит рост напряжений в местах их наибольшей концентрации. Данный процесс вызывает активное стекание дислокаций и образование сетки микротрещин, распределенных по всей поверхности упрочненного материла. Поверхность образцов начинает фрагментироваться с самого начала пластической деформации с образованием на боковых гранях, где азотированный слой был предварительно сошлифован, полос локализованного сдвига. При деформации образца с азотированным покрытием было зарегистрировано 48000 сигналов АЭ дислокационного типа и 12000 сигналов АЭ, идентифицируемых как микро трещинообразование, что превышает в 16 и 40 раз число соответствующих сигналов АЭ, генерируемых при деформации образца без упрочненного поверхностного слоя.

Литература

1. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика.-1998.-т.1.-№1.-С.2-22.

2. Семашко Н.А., Башков О.В., Башкова Т.И. Влияние степени деформации на эволюцию дефектности структуры титанового сплава ОТ4 //Перспективные материалы.-2000.-№1.-С.25-29.

3. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф. Оценка степени повреждаемости конструкционной стали 19Г при статическом и циклическом деформировании с использованием акустической эмиссии //Металлы.-2004.-№3.-С.78-85.

МНОГОУРОВНЕВЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ С ВЫСОКОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТЬЮ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ИЗДЕЛИЙ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

¹Сергеев В.П., ¹Панин В.Е., ²Ризаханов Р.Н., ²Полянский М.Н., ²Голиков А.Н., ¹Панин А.В., ¹Сергеев О.В., ¹Сунгатулин А.Р.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, retc@ispms.tsc.ru ²ФГУП "Исследовательский центр имени М.В. Келдыша», Россия, kerk@elnet.msk.ru

MULTILEVEL HEAT-PROTECTIVE COATINGS WITH HIGH THERMOCYCLIC DURABILITY FOR PROMISING PRODUCTS OF ROCKET-SPACE EQUIPMENT

¹Sergeev V.P., ¹Panin V.E., ²Rizahanov R.N., ²Polyanskii M.N., ¹Sungatulin A.R., ¹Sergeev O.V.

Heat-resistant four-layer coatings "nanostructuring cupper substrate – first intermediate nanocomposite layer on the basis of silicon nitride – second intermediate nanostructural on the basis of zirconium – third (top) nanocomposite layer on the basis of zirconium oxide" is developed and investigated. By methods of X-ray diffraction analysis and electron microscopy the structurally-phase state of deposited coatings is investigated. Thermal-cycle and firing testing of new coatings are executed. Their thermal-cycle durability is defined in comparison with certain heat-resistant coatings.

В последние годы разработаны различные методы нанесения теплозащитных покрытий с высокой окислительной и эрозионной стойкостью на основе систем, состоящих из оксидного ($ZrO_2-(6-8\%)Y_2O_3$), силицидного ($MeSi_2$, Me_5Si_3), алюминидного (Ni_3Al , Ti_3Al) или боридного (TiB_2 , ZrB_2) слоя, напыляемого на связующий слой Me-Cr-Al-Y (Me - Ni, Co или NiCo) или Ni-Al. Эти покрытия с успехом применяются для увеличения ресурса работы турбинных лопаток и других деталей авиационной техники. Однако такие покрытия не пригодны для защиты деталей ракетной техники многоразового использования, так как имеют столбчатое крупнозернистое строение и при нанесении на подложку из медного сплава с высоким термическим коэффициентом линейного расширения (TKЛP) не выдерживают периодического действия кратковременных, но значительных по амплитуде тепловых нагрузок. Наблюдаются сколы, трещины, отслоения, преждевременный выход из строя уже при одном-двух кратковременных воздействиях теплового потока 20 MBT/m². Высокий уровень требований по рабочей температуре, термоциклической и химической стойкости, адгезии и т.п. требует новых подходов к разработке покрытий.

Одним из эффективных путей может стать предлагаемый авторами работы комбинированный способ формирования многоуровневых наноструктурных покрытий на основе оксидов цирконияиттрия и нитридов кремния-алюминия с контролируемыми интерфейсными слоями посредством импульсного магнетронного распыления композиционных мишеней и бомбардировки пучками ионов металлов. Метод основан на следующих принципах:

– перед осаждением первого слоя, а также любого из последующих слоев многослойного покрытия, поверхность подложки или вновь образованного слоя обрабатывать определенным потоком высокоэнергетических ионов, так чтобы на интерфейсе при сопряжении слоев создавать контролируемое структурно-фазовое состояние и упорядоченное распределение внутренних упругих напряжений, с тем, чтобы синтез следующего слоя покрытия происходил направленным образом;

– между медной подложкой и теплозащитным слоем Zr-Y-O формировать промежуточный один или несколько слоев из материала, имеющего достаточно высокую температуру плавления, величину ТКЛР, промежуточную между медью и Zr-Y-O, и обладающего достаточно высокой пластичностью или коэффициентом упругого восстановления для обеспечения эффективной релаксации напряжений в многослойной системе при термоциклировании.

В соответствие с этими принципами создана четырехслойная теплозащитная система «наноструктурированный поверхностный слой медной подложки – первый промежуточный нанокомпозитный слой на основе нитрида кремния – второй промежуточный наноструктурный слой на основе циркония – третий (верхний) нанокомпозитный слой на основе оксида циркония. Общая толщина такого многослойного покрытия составляет 50 – 100 мкм. На основе рентгеноструктурного анализа и электронномикроскопических исследований показано, что в поверхностном наноструктурированном слое медной подложки значительно увеличена плотность дислокаций и уровень локальных внутренних упругих напряжений. Распределение дислокаций по объему поверхностного слоя неравномерно. Оно имеет вид ячеистой структуры, образуя скопления с очень высокой плотностью до ~ 3×10^{11} см⁻² с поперечным размером ~ 1 мкм, которые чередуются с зонами с обедненной плотностью дислокаций ~ 2×10^9 см⁻². Наблюдаемые чередующиеся области с

переменной плотностью дислокаций имеют вид "шахматной доски" и определяют распределение полей напряжений на интерфейсе «подложка – покрытие». Имеет место сильная фрагментация зерен поверхностного слоя на глубину до 1 мкм, которые разбиваются на блоки размером от 20 до 100 нм с углом разориентировки до 15-20°. Первый промежуточный слой на основе нитрида кремния имеет глобулярную двухфазную структуру с размером зерен в пределах 10 - 30 нм, зависящим от режима магнетронного осаждения и ионной бомбардировки. Второй промежуточный слой на основе циркония состоит в основном из гексагональной α -фазы в наноструктурном состоянии. Третий основной слой на основе оксида циркония также представляет собой глобулярную наноструктуру с размером зерен 30-90 нм, но составленной из трех фаз: ZrO₂ в моноклинной (~45-50 объем.%) модификациях и кубической фазы Y₂O₃ (~4-5 объем.%).

При испытаниях теплозащитных покрытий, имеющих одинаковую толщину 20 мкм, но состоящих из различного количества слоев, нанесенных указанным выше способом, в условиях термоциклирования в интервале температур 293-1273 К показали, что четырехслойные наноструктурные покрытия имеют наибольшую термоциклическую стойкость, более чем в 30 раз выше однослойных (таблица).

BUT TOKNI ITUR		Термоциклическая	
вид покрытия	тип слосв, составляющих покрытие	стойкость, циклов	
Однослойное	1- на основе оксида циркония	4	
Приманайнаа	1 – наноструктурированный поверхностный слой подложки	9	
двухслоиное	2 – слой на основе оксида циркония		
	1 – наноструктурированный поверхностный слой подложки		
Трехслойное	2 – на основе циркония	26	
	3 – слой на основе оксида циркония		
	1 – наноструктурированный поверхностный слой подложки		
Четырехслойное	2 – слой на основе нитрида кремния	148	
	2 – слой на основе циркония		
	3 – слой на основе оксида циркония		

При тепловых потоках и температурах, которые реализуются в огневых трактах современных ракетных двигателей, проведены испытания нового вида разработанных наноструктурных теплозащитных покрытий. Для испытаний был использован трехфазный плазмотрон переменного тока мегаваттного класса (рис.1). Выполнен ряд огневых циклов для образцов с наноструктурными и микроструктурными теплозащитными покрытиями. На фотографии (рис.1б) видно, что в условиях осевого воздействия плазменной струи плазмотрона микроструктурное теплозащитное покрытие испытывает кольцевые отслоения. Наноструктурное покрытие сохраняет свою структуру и теплозащитные свойства (рис.1в).



Рис.1. Трехфазный плазмотрон мегаваттного класса в процессе испытаний (а); фотографии образцов со микроструктурным теплозащитным покрытием (б) и наноструктурным покрытием (в) после циклических огневых испытаний.

ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА НАНОСЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ TiAlN/SiAlN/CuSn

Сергеев О.В., Сергеев В.П., Воронов А.В., Федорищева М.В., Сунгатулин А.Р.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, E-mail: retc@ispms.tsc.ru

TRIBOMECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF NANOLAYER COATINGS TiAIN/SiAIN/CuSn

O.V. Sergeev, V.P. Sergeev, A.V. Voronov, M.V. Fedorischeva, A.R Sungatulin

The change of a structural-phase state, microhardness, wear resistance, coefficient of friction, element distribution along a surface layer thickness of Ti-Al-N/Si-Al-N/Cu-Sn coatings was investigated. Increase of a wear resistance of coatings and decrease of a coefficient of friction is revealed. Comparison of changes of wear resistance, coefficient of friction and phase structure in coatings with different thickness of layers allows to notice connection between them.

Покрытиям на основе нитридов переходных металлов посвящено огромное количество исследований благодаря их многим замечательным свойствам, которые обеспечили им достаточно широкое применение в промышленности. Несмотря на это интерес к этим покрытиям не только не ослабевает, но усиливается со временем. Разработка методов получения таких покрытий в наноструктурном состоянии позволила достичь чрезвычайно высоких величин твердости и износостойкости, жаростойкости и окислительной стойкости, низкого коэффициента трения и других уникальных характеристик, затребованных современным уровнем развития науки и техники.

В настоящее время синтезируются не только однослойные нанокомпозитные покрытия путем применения сплавных мишеней или смешивания паровых потоков осаждаемого вещества, но и многослойные, нанослоистые структуры – путем чередования элементного состава парового потока или состава реакционной газовой смеси.

Целью настоящей работы является получение и исследование трибомеханических свойств и структуры нанослоистых покрытий Ti-Al-N/Si-Al-N/Cu-Sn.

Осаждение слоистых нанокомпозитных покрытий на основе чередующихся слоев Ti-Al-N и Si-Al-N проводили на установке ионно-магнетронного напыления «Квант», оборудованной двумя круговыми магнетронными распылительными устройствами и источником металлических ионов. Оси магнетронов и ионного источника располагались под углом 120 градусов друг к другу. Диаметр мишеней магнетронов был 120 мм. Мишень первого магнетрона была изготовлена из сплава кремния с 5 вес.% алюминия, второго – из сплава титана с 20 вес.% алюминия. Питание магнетрона с кремниево-алюминиевой мишенью осуществлялось от импульсного источника с частотой от 30 до 50 кГц и мощностью от 0,5 до 3 кВт. Работу магнетрона с титано-алюминиевой мишенью обеспечивал источник постоянного тока мощностью от 0,5 до 5 кВт, оснащенный системой подавления микродуг с длительностью разряда не более 20 мкс на уровне 50%-го превышения разрядного тока. Образцы из быстрорежущей стали Р6М5 или высокопрочной конструкционной 38ХН3МФА размером 6х6х20мм с предварительно шлифованной и полированной до шероховатости R_a = 0,08 мкм рабочей поверхностью устанавливались на держатель, который был закреплен на предметном столе в вакуумной камере. Камера вакуумировалась до величины остаточного давления газов 3x10⁻³Па. Далее включали вращение предметного стола с требуемой скоростью и нагреватель. После нагрева образцов до заданной температуры 400°C, в камеру подавали рабочую газовую смесь (отношение парциальных давлений рабочего газа аргона к реактивному газу-азоту составляло 4:1) и с помощью магнетронов осуществляли напыление покрытия. Поскольку магнетроны располагались по периметру цилиндрической вакуумной камеры под углом 120° друг относительно друга и камера была разделена на три отсека, то при вращении стола на рабочую поверхность образца напылялся последовательно слой нитрида титана-алюминия на слой нитрида кремния-алюминия. Дистанция напыления составляла для обоих магнетронов одну и ту же величину 60 мм. Мощность разряда каждого магнетрона устанавливалась такой, чтобы напыляемые слои из разных материалов имели одну и ту же толщину. Таким образом, режимы работы магнетронов были подобраны так, чтобы при скорости вращения предметного стола 1 об/мин. толщина отдельных слоев была 16-20 нм, при скорости вращения 2 об/мин. - 8-10 нм, при скорости 5 об/мин. - 3,5-4 нм. На предметный стол с образцами подавался отрицательный потенциал смещения требуемой величины.

После напыления было проведено исследование фазового состава и структуры покрытий на основе Ti-Al-Si-N с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7. Исследование показало наличие четырех основных фаз:

- твердый раствор TiAlN с кубической решеткой типа NaCl и средней величиной параметра решетки в пределах а = 0,4189 – 0,4206, зависящим от содержания Al в растворе,
- AlN с гексагональной решеткой с параметрами решетки а=0,3114 нм и с=0,4979 нм,
- Si₃N₄ с гексагональной решеткой с параметрами решетки а=0,7754 нм и с=0,5622 нм,
- Ti_xSi_y в нескольких модификациях с ромбическими, тетрагональной и гексагональной решетками.
 Отмечено, что с уменьшением толщины осаждаемых слоев в покрытии относительная доля

нитридных фаз TiAlN, Si₃N₄ и AlN понижается на ~ 30-40 ат.%, тогда как силицидных фаз Ti_xSi_y растет на ~ 50 ат.%. При этом уменьшается размер кристаллитов и параметр решетки твердого раствора TiAlN, тогда как уровень внутренних микронапряжений увеличивается на ~ 40 %. Ограничение размера кристаллитов происходит, вследствие прерывания их роста за счет смены состава напыляемого потока атомов при переходе подложки из зоны действия SiAl-магнетрона в зону действия TiAl-магнетрона, и наоборот. Уменьшение параметра решетки TiAlN связано с повышением концентрации алюминия в этой фазе, так как он, входя в твердый раствор по типу замещения, имеет меньший, чем у атома титана размер.

Исследование методом масс-спектрометрии вторичных ионов (МСВИ) с помощью прибора MS7201M (SELMI) (при травлении пучком ионов аргона) концентрационных профилей (по глубине) химических элементов, составляющих покрытие, на образцах, показало, что толщина слоев на основе титана, чередующихся со слоями на основе кремния, составляет при скоростях вращения 1, 2 и 5 об/мин. соответственно ~ 20, 10 и 3,5 нм. При выбранных режимах работы магнетронов толщина "титановых" слоев примерно равнялась толщине "кремниевых" слоев. При этом чередующиеся слои состояли из соединений титана и кремния в чистом виде (100 %) только при толщинах ~ 20 нм. Дальнейшее снижение толщины слоев приводило к их частичному перекрытию.

Исследование влияния толщины чередующихся слоев с разным составом в слоистых нанокомпозитных покрытиях на основе системы Ti-Si-Al-N показало, что микротвердость таких покрытий имеет небольшую величину 24-28 ГПа, близкую к микрокристаллическим покрытиям на основе нитрида титана. Относительно низкие для нанокомпозитных покрытий значения микротвердости объясняются наличием в покрытиях мягких фаз силицида титана. С другой стороны, полученные слоистые нанокомпозитные покрытия имеют очень высокую износостойкость в ~3-12 раз выше, чем у покрытий TiN, и низкий коэффициент трения в ~3-6 раз ниже, чем у TiN. Сравнение характера наблюдаемых изменений износостойкости, коэффициента трения и фазового состава в покрытиях с разной толщиной слоев позволяет заметить корреляцию между ними. При прочих равных условиях износостойкость возрастает, а трение снижается при увеличении содержания в покрытии гексагональной фазы Si₃N₄. Известно, что это соединение обладает хорошими антифрикционными свойствами и применяется в качестве высокотемпературной твердой смазки. Максимальное изменение этих величин наблюдается при толщинах чередующихся слоев 20 нм, когда еще наблюдаются резкие границы между слоями с разным химическим и фазовым составом. При уменьшении толщины происходит размытие этой границы и величина эффекта падает. При увеличении толщины слоев выше 20 нм начинается рост размеров кристаллитов, что, по-видимому, приводит к ослаблению эффекта повышения износостойкости покрытий за счет создания в них нанослоистой структуры.

УВЕЛИЧЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ХРОМОАЛИТИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ С ПОМОЩЬЮ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ Симонов В.Н., Унчикова М.В., Ступников В.П.

РФ, МГТУ им. Н.Э. Баумана, Unchikova_mv@mail.ru

INCREASE OF SERVICE LIFE OF Cr-AI COATINGS WITH THE ASSISTANCE OF IMPULSE MAGNETIC FIELD TREATMENT

Simonov V.N., Unchikova M.V., Stupnikov V.P.

The paper presents the results of impulse magnetic field action on the dynamic plasticity of Cr-Al coatings. The CVD Cr-Al coatings were deposited on the surface of cast heat-resistant alloy ZHS26U by cyclic treatment in gaseous stream. Optimal technological parameters for plasticity increase were verified experimentally. Model is presented to estimate the influence of magnetic impact field on the structure of interphase surfaces.

Защитные покрытия для обеспечения требуемого ресурса работы деталей должны обладать определенными физико-химическими и механическими свойствами. Одной из важных эксплуатационных характеристик покрытий, определяющей их долговечность при циклическом термомеханическом воздействии, является пластичность. Однако требования к структуре приповерхностного слоя для достижения требуемой пластичности и стойкости к агрессивной среде имеют, как правило, противоположный характер. В связи с этим в области химико-термической внимание уделяется применению обработки все большее новых методов повышения эксплуатационных свойств покрытий. В работе исследовано влияние магнитно-импульсной обработки (МИО) [1] на пластичность хромоалитированных диффузионных покрытий, полученных газоциркуляционным способом [2].

Исследования проводили на цилиндрических образцах из литейного никелевого сплава ЖС26У. После хромоалитирования газоциркуляционным способом по режиму: T= 1000 0 C и τ = 4 ч для повышения пластичности покрытия за счет уменьшения концентрации алюминия выполняли термовакуумную обработку. Полученные покрытия толщиной 40-45 мкм имели слоистую структуру: внешняя двухфазная зона состояла преимущественно из моноалюминида никеля NiAl, по границам зерен которого наблюдались выделения Ni₃Al. Внутренняя зона имела гетерофазное строение.

Динамическую пластичность покрытий оценивали по удельной работе зарождения и роста трещин (А) согласно методике, разработанной в ВВИА им. Жуковского. Длину трещин определяли с помощью оптического микроскопа МИМ-7 при увеличении х 170.

Было проведено две серии экспериментов. В предварительных испытаниях магнитную обработку выполняли по следующим режимам: 1) $H=10^4 A/M$, n = 1; 2) $H=10^5 A/M$, n = 1; 3) $H=10^7 A/M$, n = 10, где H – напряженность магнитного поля, n – количество импульсов. Результаты исследований показали, что зависимость работы разрушения покрытий от напряженности магнитного поля имеет экстремальный характер. Установлено, что положительное влияние МИО на свойства покрытия проявляется при $H=10^3 - 10^6 A/M$. Именно этот диапазон значений напряженности магнитного поля использовали при составлении расширенной матрицы планирования экспериментов. Также было изучено влияние нагревов, предшествующих магнитно-импульсной обработке. Как показали полученные результаты, увеличение температуры предварительного нагрева смещает экстремумы зависимостей A = f(H) в сторону уменьшения напряженности магнитного поля. Оптимальным режимом обработки для повышения динамической пластичности хромоалитированных покрытий является нагрев до 500 °C с выдержкой 20 мин. и МИО при $H = 10^4 A/M$.

Положительное влияние МИО на динамическую пластичность жаростойких покрытий на никелевых сплавах, вероятно, объясняется воздействием на структуру границ зерен наружного слоя покрытия, т.к. размер зерна, фазовый состав и твердость покрытия согласно проведенным исследованиям не изменяются. С помощью теории координационных полиэдров [3] была построена приближенная модель границы двух фаз NiAl и Ni₃Al, имеющих соответственно ОЦК и ГЦК решетки.

Моделирование строения межфазной границы показало, что переход от ОЦК к ГЦК решетке происходит через слой «ошибок» с повышенным количеством атомов никеля. Никель является ферромагнетиком с отрицательной магнитострикцией, поэтому скопление его атомов при воздействии магнитного импульса приводит к созданию сжимающих напряжений на границе, уменьшению энергии межатомных связей и как следствие, увеличению энергоемкости процесса трещинообразования в покрытии.

Таким образом, проведенные исследования позволили определить оптимальный режим магнитно-импульсной обработки с целью повышения динамической пластичности хромоалитированных покрытий. Экспериментально установлено, что предварительный нагрев до 500 0 С в течение 20 мин. и МИО при H = 10^{4} А/м увеличивают работу разрушения покрытия до максимального значения A = 0,18 Дж/мкм. Положительное влияние МИО на пластичность покрытий объясняется изменением структуры межфазных границ NiAl-Ni₃Al покрытия.

Литература

- 1. Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Авраамов Ю.С. и др. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. М.: МГИУ, 2001. 844 с.
- 2. Арзамасов Б.Н., Белявский А.К., Логунов А.В. и др. Циркуляционный метод получения диффузионных покрытий на деталях газотурбинных двигателей и перспективы его развития // Вестник машиностроения. 1991. №11. С.43-48.
- 3. Крапошин В.С., Талис А.Л., Панкова М.Н. Политопный топологический подход к описанию мартенситного превращения // МиТОМ. 1999. № 8. С. 23-28

ОБЕСПЕЧЕНИЕ КОГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ PVD-ПОКРЫТИЙ Сорока Е.Б., Клименко С.А.*, Копейкина М.Ю.*

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина, coating@ipp.kiev.ua *Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина, atmu@ism. kiev.ua

COHESIVE STRENGTH IMPROVEMENT FOR PVD-COATINGS

Soroka E., Klimenko S.* Kopeykina M.*

G. S. Pisarenko Institute for Problems of Strength of the National Academy of Sciences of the Ukraine *V. N. Bakui Institute for Superhard materials of the National Academy of Sciences of the Ukraine

To avoid cohesive failure of PVD-coatings it is suggested to create discontinuous surface structure. The dement ions of a section of a coating should be chosen on the basis of calculation of the critical crack spacing in cohesive cracking under residual stresses and operating loading.

Функциональные свойства вакуум-плазменных (PVD) покрытий, широко используемых в инструментальной и машиностроительной практике, может быть эффективно реализованы, если предотвратить растрескивание покрытий и их отслоение от основы. Характер разрушения защитного слоя обусловлен величиной и знаком эффективных напряжений, являющихся суммой эксплуатационных и остаточных напряжений. Общеизвестно, что для PVD-покрытий характерен высокий уровень остаточных напряжений сжатия, который еще до начала эксплуатации изделия зачастую приводит к отслоению покрытия в области кромки или его вспучиванию. Ограничить величину остаточных напряжений сжатия, сохранив ее на "полезном" уровне, и избежать, таким образом, отслоения покрытия можно, если обеспечить поверхности с покрытием регулярный рельеф, состоящий из отдельных (дискретных) участков. Размеры таких участков определяются, исходя из требования отсутствия вспучивания (потери устойчивости) при действии остаточных напряжений сжатия в покрытии. Вместе с тем, установлено, что остаточные напряжения в покрытии содержат структурную и термическую составляющие. Остаточные напряжения, обусловленные структурной составляющей, всегда имеют сжимающий характер, в то время, как знак и величина термической составляющей зависит от соотношения коэффициентов температурного расширения покрытия α_п и основы α_o. Проведенные расчетно-экспериментальные исследования показывают, что с ростом соотношения ал/ао, доля остаточных напряжений сжатия термического характера снижается, а растяжения - возрастает. Кроме того, с ростом толщины покрытия растет доля термической составляющей. При этом установлено, что тонкие (до 6 мкм) вакуум-плазменные покрытия характеризуются напряжениями сжатия, величина которых зависит от материала основы. Для покрытий толщиной свыше 7 мкм на основах из стали и безвольфрамовых твердых сплавов остаточные напряжения в покрытии остаются сжимающими, а для таких материалов как вольфрамокобальтовый твердый сплав ВК8, режущая керамика Силинит-Р, поликристаллический сверхтвердый материал (ПСТМ) на основе кубического нитрида бора (КНБ), общий уровень остаточных напряжений сжатия в PVD-покрытиях типа TiN, TiCN, TiAIN, NbN является слабо- растягивающим. Таким образом, возникает ситуация, когда хрупкий поверхностный слой является предварительно растянутым, и остаточные напряжения растяжения $d_{i}^{\hat{n}\hat{o}}$ суммируются с эксплуатационными при нагружении детали изгибающим моментом или растягивающими усилиями, которые передаются покрытию через участки адгезионного контакта с основой. В расчете могут быть также учтены термонапряжения в покрытии a_r^{o} , обусловленные эксплуатацией изделия в области высоких температур. Превышение напряжениями растяжения предела когезионной прочности материала покрытия соответствует началу его растрескивания. Образование трещин в покрытии и, как следствие, его фрагментация, приводит к релаксации напряжений в покрытии, что препятствует формированию новой трещины внутри отдельного фрагмента покрытия, а сама фрагментация будет происходить до тех пор, пока расстояние между трещинами не достигнет критической величины, после чего при дальнейшем деформировании когезионное растрескивание покрытия не наблюдается. Очевидно, что подход по созданию регулярного рельефа из дискретных участков позволит предотвратить когезионное разрушение, если размер дискретного участка выбрать, исходя из расчета шага трещин C_{Π} :

$$C_{\Pi} = -\frac{1}{k} \ln \left(\begin{array}{c} \sigma^{\mathrm{T}} + \sigma^{\mathrm{oct}} \\ \sigma^{\mathrm{T}} + \sigma^{\mathrm{ct}} \\ 0, 1 + \frac{\Pi \quad \Pi}{\epsilon} \\ \kappa p \quad \Pi \end{array} \cdot \left(\begin{array}{c} E \\ 1 + \frac{\Pi \quad \Pi}{\epsilon} \\ E \\ 0 & 0 \end{array} \right) \right),$$

где $\varepsilon_{\rm kp}$ — критическая деформация основы, превышение которой приводит к когезионному растрескиванию; H_0 — полутолщина основы; $h_{\rm n}$ — толщина покрытия; E_0 , $E_{\rm n}$ — модули упругости материалов основы и покрытия; k — коэффициент, который зависит от упругих характеристик основы и покрытия;

$$k^{2} = 2 \frac{G_{o}G_{n}}{G_{o}h_{n} + G_{n}H_{o}} \left(\frac{1}{E_{n}h_{n}} + \frac{1}{E_{o}H_{o}}\right),$$

где *G*_п, *G*_о – модули сдвига материалов основы и покрытия.

Тогда максимальная протяженность участка покрытия ограничена сверху размером шага трещины $D_{\max} \leq C_{\mathfrak{i}}$.

Расчетные зависимости шага трещины от критическая деформация основы и остаточных напряжений в покрытии, проведенные для покрытия TiN на основе из вольфрамокобальтового сплава ВК8 без учета эксплуатационных термонапряжений, представлены на рисунках 1, 2 соответственно. Видно, что покрытиям с большей когезионной прочностью и меньшим уровнем остаточных напряжений растяжения соответствует больший шаг трещин, а значит и больший допустимый размер дискретного участка покрытия. Эти параметры уменьшаются с падением в покрытии уровня остаточных напряжений сжатия и возрастанием остаточных напряжений растяжения.





Рис. 1. Зависимость шага трещин в покрытии от величины критической деформации: 1 – для остаточных напряжений 50 МПа (толщина покрытия 8,5 мкм); 2 – для остаточных напряжений 100 МПа (толщина покрытия 10мкм)



Рис. 3. Зависимость шага трещин от соотношения суммы остаточных и эксплуатационных термических напряжений в покрытии и когезионной прочности покрытия при толщине последнего: 1 – 12 мкм; 2 – 10 мкм; 3 – 6 мкм

На основе приведенных выражений построены (рис.3) зависимости шага трещины от соотношения суммы остаточных и эксплуатационных термических напряжений в покрытии и когезионной прочности покрытия для различных толщин последнего. Таким образом, для конкретных материалов покрытия и основы в зависимости от уровня эксплуатационных и остаточных напряжений еще на стадии проектирования изделия с покрытием можно определить такое соотношение толщины и протяженности участка покрытия, которое позволит избежать когезионного разрушения.

МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИОННОПУЧКОВОМ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ Сунгатулин А.Р., Сергеев В.П., Сергеев О.В., Федорищева М.В.

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

MODIFICATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND PHASES-STRUCTURAL STATE OF HIGH STRENGTH STEELS BY ION BEAM NANOSTRUCTURING OF SURFACE LAYER Sungatulin A.R., Sergeev V.P., Sergeev O.V., Fedorischeva M.V.

The mechanism of nanostructuring of surface layer and the change bundled to it mechanical and tribological properties of high-strength steels by means of vacuum-arc impulse-periodic implantation by beams of ionic complexes of borides of metals with high energy and the subsequent thermal treatment of in an evacuated chamber in a uniform work cycle is investigated.

В последние годы показано, что создание в поверхностном слое наноструктур позволяет управлять механизмами пластического течения и обеспечивать повышение не только прочностных характеристик материалов, но и их пластичности [1]. В настоящее время одним из основных методов создания наноструктур в поверхностном слое металлов и сплавов является обработка концентрированными потоками энергии. Целью настоящей работы является изучение механизма наноструктурирования поверхностного слоя и связанного с ним изменения механических и триботехнических свойств высокопрочных сталей при вакуумно-дуговой импульсно-периодической имплантации пучками ионных комплексов боридов металлов с высокой энергией и последующей термообработке ионно-обработанных материалов в вакуумной камере в едином технологическом цикле.

Установлено, что обработка пучками ионных комплексов AlB_x^+ и CrB_x^+ с энергией до 100 кэВ поверхностного слоя образцов высокопрочных сталей 38ХНЗМФА, 30ХГСН2А, 13Х15Н4АМЗ (BHC-5) и H17К12M5T (ЭП845) в комбинации с последующей термообработкой может приводить как к увеличению микротвердости, износостойкости и усталостной долговечности (табл.), так и прочности и пластичности (рис. 1). С помощью метода масс-спектрометрии вторичных ионов показано, что при комбинированной обработке поверхность обогащается внедренными элементами до различной степени и на разную глубину в зависимости от элементного состава ионного пучка и распределений ионов по зарядности и энергии в пучке, а также от температуры и длительности термообработки. После такой обработки поверхностный слой характеризуется определенным семейством концентрационных профилей химических элементов, которое определяет градиент химического состава и изменение структурно-фазового состояния по глубине.

Таблица. Изменение механических свойств высокопрочных сталей при ионнопучковом наноструктурировании поверхностного слоя пучками ионных комплексов AlB_x^+ с энергией 80 кэВ

Материал	Доза	Микротве	Износостойк	Повышение	Повышение
образцов	облучения,	рдость,	ость,	предела	долговечности
	мКл∕ см ⁻²	ГПа	10 ² ×сек/мг	выносливости	
Сталь	-	4.7±0.3	2.6±0.3	-	-
30ХГСН2А-ВД	32.0	9.9±1.0	7.1±0.6	32-34%	5-40
	48.0	10.1±1.1	6.2±0.5	30-33%	8-36
Сталь	-	8.2 ± 0.8	5.3±0.6	-	-
BHC-5	32.0	12.0±0.9	10.3±1.0	18-22%	2-20

Посредством электронномикроскопических исследований и рентгеноструктурного анализа установлено, что при имплантации и отжиге композиций ионов происходит выделение и укрупнение новых мелкодисперсных упрочняющих фаз, и растворение исходных. При этом значительно изменяются плотность дефектов кристаллической решетки и их распределение, азимутальная разориентировка кристаллов, происходит фрагментация зерен основной фазы. При достижении дозы облучения значений 60-100 мКл/см² степень изменения структурно-фазовых характеристик в сталях становится настолько значительной, исследуемых что релаксирует путем наноструктурирования поверхностного слоя (рис. 2).

DFMN-2009



Рис. 1. Кривые "напряжение растяжения – относительное удлинение" для исходных образцов стали ЭП845 и облученных пучком ионных комплексов AlB_{x}^{+} с энергией 80 кэВ с последующей выдержкой в вакуумной камере при T=200°C.



Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение поверхности стали 38XH3M Φ A, имплантированной ионными комплексами CrB_x⁺ (a), микродифракционные картины (б) и (в) вблизи участка A, демонстрирующие наноструктурное состояние поверхностного слоя стали и наличие в нем фаз CrB, CrB₂, Cr₅B₃.

При этом в условиях действия высоких сжимающих напряжений подавляется рост микротрещин по нормалям к поверхности образца, развитие которых обычно приводит к разрушению материала. В результате повышается комплекс триботехнических и механических свойств высокопрочных сталей. Величина эффектов зависит от режима ионной бомбардировки, исходного структурно-фазового состояния обрабатываемых сталей и параметров вакуумного отжига, проводимого на окончательной стадии обработки материалов. Установлено, что максимальный прирост усталостных характеристик и трибомеханических свойств достигается при оптимальных составах композиционных ионных пучков и режимах ионнолучевой обработки.

Литература:

1. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск, изд-во ТПУ, 2008, 286с.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ 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 STRENGTHENING 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.

интенсификация производства, внедрение Повышение качества продукции, новых технологических процессов требуют широкого использования В промышленности автоматизированного станочного оборудования, высокая производительность которого может быть достигнута только при наличии качественного режущего инструмента (РИ). Одним из наиболее перспективных направлений совершенствования РИ является упрочнение его рабочих поверхностей износостойкими ионно-плазменными покрытиями. 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 сложные композиционные и многослойные покрытия, в том числе и наноструктурированные. Следует отметить, что несмотря на определенные успехи, достигнутые в области разработки таких покрытий, механизм их влияния на изнашивание и разрушение РИ с покрытием до конца не изучен.

Исследование процесса изнашивания РИ с покрытием показало, что причиной разрушения покрытия является образование трещин на контактных площадках инструмента вследствие склонности режущей части РИ к упруго-пластическим деформациям, а также недостаточно высокая трещиностойкость покрытия и прочность его адгезионной связи с инструментальной основой (ИО). Поэтому исследование указанных причин, приводящих к образованию трещин и разрушению покрытия, является актуальной задачей.

Исследованиями, проведёнными в лаборатории покрытий УлГТУ, установлено, что сложные композиционные и многослойные наноструктурированные 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-6Т" на твердосплавные пластины группы ТТК. Структурные исследования образцов с покрытиями и остаточных макронапряжений в покрытии проводили методами рентгеновской дифрактометрии на установке "ДРОН – 3М" с использованием фильтрованного Cu Кα–излучения в режиме пошаговой съёмки. Микротвёрдость покрытий Н_и измеряли с использованием пирамиды Кнупа на микротвердомере Mitutoyo HM-112. Исследование модуля упругости E и упругого восстановления Rпроводили 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 Ко 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 Ј при точении конструкционной малолегированной стали ЗОХГСА, без СОЖ. Исследовали твердосплавные пластины TT20К9 с однослойными покрытиями на основе (Ti,Si)N, легированных Zr, Al, Cr и Ta, а также углеродом, и сравнивали с РИ с покрытием TiN.

Проведённые исследования показали, что наличие легирующих элементов в износостойких покрытиях на основе TiN приводит к повышению их физико-механических свойств. Изменение периода кристаллической решётки и полуширины рентгеновской линии β_{111} , характеризующей уровень дефектности покрытия, свидетельствует о микродеформации кристаллической решётки, вызванной твёрдорастворным упрочнением (введением в решётку TiN атомов легирующих элементов) и упрочнением микроструктурными барьерами, связанной с микрослоистостью покрытий (которая образуется при последовательном прохождении образцов мимо катодов, легированных указанными выше элементами). Очевидно, что наноструктурированные покрытия сложного состава (легированные двумя и, тем более, тремя металлами и углеродом) имеют более высокие физикомеханические 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 – ИО" (ярко проявляющие себя при индентировании и царапании покрытий). Все указанные изменения механических и адгезионнопрочностных свойств покрытий свидетельствуют о получении высокопрочных покрытий, способных существенным образом замедлить процесс трещинообразования и разрушения РИ с покрытием, что наглядно демонстрируют фото контактных площадок, полученные на микроскопах. Естественно, это не может не сказаться положительно на работоспособности РИ при резании конструкционной малолегированной стали, и позволяет снизить интенсивность изнашивания в 1,8-3,5 раза по сравнению с РИ с покрытием TiN.

Таким образом, использование подобных наноструктурированных покрытий сложного состава, на основе нитридов и карбонитридов Ti, Si, Zr, Cr и Ta в определенных сочетаниях, оказывает существенное влияние на контактные процессы в зоне резания, а также на процессы трещинообразования и разрушения покрытий, что позволяет существенно повысить как работоспособность РИ с износостойкими покрытиями, так и производительность механической обработки различных обрабатываемых материалов.

VIII. ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ (КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК, ГЕТЕРОСТРУКТУР, ФУЛЛЕРЕНОВ, ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР)

FABRICATION AND PROPERTIES OF LEAD TELLURIDE CERAMICS

Kolesnikov N.N., Borisenko E.B., Borisenko D.N., Timonina A.V., Shevchenko S.A.

Institute of Solid State Physics Russian Academy of Sciences, Russia e-mail: borisenk@issp.ac.ru

Abstract---New technique of fabrication of lead telluride (PbTe) ceramics from micropowder has been developed. Micropowder with grain size less than 40 µm was compressed at moderate temperatures to make dense ceramics. Newly developed etching solution was used to reveal grain boundaries. Hall mobility, yield stress, ultimate strength, microhardness were measured.

Pure PbTe powder sieved to obtain particles of no more than 40 µm in diameter. The powder was investigated by TEM and it was found that grain distribution was quite uniform.

The powder was pressed at the temperature T = 300 °C on Instron machine in argon flow, in order to avoid decomposition. To measure mechanical properties, prisms 3x3x8 mm were cut from the ceramic specimen. The stress-strain curves were recorded at T = 25 °C and the main mechanical characteristics were calculated. It has been found that the yield stress is σ_v (25°C) = (74-96.5) MPa, ultimate strength is σ_u (25°C) = 111 MPa, ultimate plasticity to fracture is $\varepsilon = 10\%$. Mechanical properties were also measured at the temperature T = 200 °C : σ_v (200°C) = 63 MPa, σ_u (200°C) = 60 MPa, $\varepsilon \ge 10\%$. Vickers microhardeness measured with the load P = 50 g is 736 MPa, the accuracy of measurements is 5%.

The etching solution was developed to reveal grain boundaries. It consists of methanol + 6 vol.% Br. It has been found that there is a hardened layer of about 300-mm thickness, elsewhere there is grain structure shown in Fig. 1.



Fig. 1. Microstructure of PbTe ceramics

Hall mobility (μ), number of carriers (p), electrical resistance (ρ) were measured on a Hall setup at room temperature. The values are, respectively, $\mu = 70 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$, $p = 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, $\rho = 0.17 \Omega \cdot \text{cm}$.

It can be concluded that a new technique is developed which provides fabrication of dense uniform PbTe ceramics, which has high mechanical properties, strength and plasticity and high mobility of electric carriers. The measured properties confirm that PbTe ceramics can be developed as a promising thermoelectric material.
THE DEFORMING OF METAL (II) OXIDES POLYCRYSTALLITES UNDER ATTRITION TREATMENT Kosenko N.F., Filatova N.V., Vinogradova L.A.

Russia, Ivanovo State University of Chemical Technology, e-mail: fogn @isuct.ru

The mechanical treatment for the purpose changing of substances reactivity has a hard influence upon their crystalline structure. The main kind of the mechanical activation is an impact treatment processing in apparatus with a high power-intensity. Under an impact action numerous breakings in a substance lattice take place, i.e. various structural and chemical defects accumulate. The energy accretion by these imperfections promotes substances activation.

Previously we have established that after attrition treatment of powders of metal (II) oxides crystallizing by the halite type their reactivity can essentially reduce. The analysis of obtained polycrystallites form using a light and a scanning electron microscope shows that initial oxides grains with rounded and complicated indented contours during attrition of short duration in a ball-ring mill obtain the more regular form and flat sections appear.

The deforming of a cubic crystalline structure having many slips planes becomes easier when directed bonds between them miss, at that slips planes orient parallel to a friction surface. Repeated force action of balls on contacting particles at the moment of their periodic rolling promotes a shear of surface layers along slips planes. A shearing force reduces to some removal of loosened layers which contain the most irregularities from polycrystallites surface and to an uncovering of the better ordered flat areas. Separated fine particles form compact aggregates. These factors promote a considerable diminution of oxides reactivity that has been confirmed studying of the kinetics of their hydration, carbonization, setting of binding compositions with their participation, etc.

Previously it has been noticed that the magnesium oxide sintering intensifies under using powders having been activated by a mechanical treatment. At the same time the application of a ball-ring mill having a low power-intensity (4.7 kW/kg) allows reducing the effective activation energy to a greater extent in comparison with a treatment in a centrifugal planetary mill which transmits the larger energy to material.

As during a high-temperature treatment (1200-1600 Centigrade degree) an effect of a preliminary mechanical action is leveled to a certain extent as a result of a partial deformations relief of oxide crystals. It reduces to obtaining of sintered specimens having closely related strength, so in the present paper we have set a problem of studying of mechanical properties of specimens before the sintering by means of analysis of deformation curves.

The periclase powder containing no less than 96.8 % MgO passing through the sieve N 008 has been used. The powder pretreatment was processed in a planetary and in a ball-ring mill having power-intensity 380 and 4.7 kW/kg respectively. The duration of a mechanical action was limited to 5 min for the purpose of preventing of an appreciable change of the dispersion degree. The oxide treatment of short duration in the close activator space does not result in any perceptible hydration or carbonization of its surface.

As the magnesium oxide powder in pure form is poorly compacted we added some quantity of polyacrylic acid to periclase. The deformation process under axial compression was investigated using IP5170 machine. The loading rate was equal to 1 mm/min. Specimens had the cylindrical form (\emptyset 20x20 mm).

Deformation curves (Fig. 1) were recorded in two stages:

a) during the compacting of a mixture when pressing of specimens;

b) under loading of obtained greenwares up to their destruction.

Then taken curves for corresponding materials were superposed. Obtained dependences can be divided into several sections.

The initial compacting of free-filled magnesium oxide powder moistened with polyacrylic acid is always accompanied by a significant displacement under low loading. The magnitude of initial sections depends upon the form and the orientation of crystallites in respect to the deforming force. That can be illustrated by the figure 2. The maximum linear deformation is typical for a powder pretreated by attrition in a ball-ring mill.

The intermediate parts of curves 1a, 2a, 3a (see Fig. 1) correspond to quasi-plasticity of powders resulting from the grain bond opening, sliding and pressing-out, spalling and partial grain destruction although an essential transcrystalline fracture is not observed because a disclose of microcracks is realized during the mechanical pretreatment. The main compacting is carried out owing to the grain-boundary glide.

The final steep sections of these curves characterize the really pressing which is accompanied by an intensive strengthening of specimens.



Fig. 1. The deformation curves during compacting (1a, 2a, 3a) and destruction (1b, 2b, 3b) for specimens from the magnesium oxide (periclase) with no treatment (1), after impact treatment (2), after attrition (3)



Fig. 2. The comparative volume change of compacting periclase powders

The deformation curves recorded under specimens' destruction (Fig. 1, curves 1b, 2b and 3b) illustrate that mechanical pretreatment of a powder allows raising essentially the strength of greenwares: from 3 to 4.5 MPa (impact treatment) and to 7 MPa (attrition). The curve 3b practically has no any plastic deformation range preceding to the specimen destruction that is the evidence of its greater homogeneity and integrity. So, the attrition pretreatment can be recognized as an optimal method of a mechanical action improving the quality of the magnesium oxide greenwares and conditions for their sintering.

СТРУКТУРНЫЕ И АНТИМИКРОБНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИСТИРОЛА Алексеева О.В.*, Рудин В.Н.**, Мелихов И.В.**, Багровская Н.А.*, Кузьмин С.М. *, Носков А.В.* *Россия, Институт химии растворов РАН, г. Иваново, **Россия, Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Химический факультет, г. Москва

E-mail: avn@isc-ras.ru

STRUCTURAL AND ANTIMICROBIC PROPERTIES OF FILM NANOCOMPOSITES ON THE POLYSTYRENE BASE

Alekseeva O.V.*, Rudin V.N.**, Melikhov I.V.**,

Bagrovskaya N.A.*, Kuzmin S.M.*, Noskov A.V.**

It is shown by methods of electronic microscopy and X-ray diffraction, that polystyrene film with hierarchical structure is formed during evaporation of solvent from a solution of polystyrene in o-xylene. This film consists of polystyrene molecules integrated in aggregates. Fullerenes incorporated into a solution of polystyrene cause the transformation of the aggregated polystyrene molecules in nano-crystals and the acceleration of aggregates formation. An influence of fullerenes on process kinetics can be adequately described by continuous approximation taking into account the aggregation rate fluctuations. It is shown, that a film is possessed of antimicrobic properties.

Композиты полимеров с наноуглеродными частицами – фуллеренами - перспективны для практического применения в качестве сенсоров, сорбентов, катализаторов. Однако, несмотря на многообразие синтезированных фуллеренсодержащих систем, их физико-химические и структурные свойства изучены недостаточно. Как свидетельствуют литературные данные, многие природные и синтетические полимеры, имеют иерархическую структуру, т.е. состоят из полимерных молекул, собранных в первичные агрегаты, которые, в свою очередь, объединены во вторичные агрегаты и т.д. Иерархическая структура определяет важные свойства материала, так что изучение особенностей ее формирования представляется актуальной задачей.

В настоящей работе методами электронной микроскопии и рентгенографии показано, что при испарении растворителя из раствора полистирола в о-ксилоле с малыми добавками фуллеренов (до 0,1 %) образуется полимерное тело с трехуровневой иерархической структурой. Плотность распределения частиц по размерам для всех исследованных систем имеет мономодальный характер, что свидетельствует о формировании преимущественно первичных агрегатов молекул полистирола.

Показано, что кинетика перехода молекул из раствора в агрегаты может быть описана уравнением типа Фоккера–Планка. Решение кинетического уравнения получено численными методами применительно к образованию первичных агрегатов в слое изменяющегося объема. Сопоставление расчетных и экспериментальных результатов позволило оценить размер молекулы полистирола, присоединяющейся к агрегату.

Методом дифракции рентгеновских лучей показано, что в фуллеренсодержащих пленках присутствуют структуры с межплоскостными расстояниями 2.3-2.5 и 3.9Å. Анализ малоугловой области свидетельствует об увеличении фрактальной дифрактограмм размерности модифицированной пленки по сравнению с немодифицированной, что может быть связано со структурирующим влиянием фуллерена, возможным образованием фуллерен-полимерных комплексов и формированием в первоначально аморфном материале нанокристаллических областей.

Исследования антимикробных свойств немодифицированных и модифицированных образцов проводили по отношению к тест-культурам Escherichia coli и Staphylococcus aureus. Установлено отсутствие зоны лизиса в случае немодифицированных полистирольных пленок. В то же время, обнаружено, что фуллеренсодержащие образцы оказывают угнетающее действие на клетки бактерий обоих типов.

Таким образом, малые количества фуллеренов вызывают реорганизацию молекулярного уровня иерархической структуры полистирола и ускоряют образование первичных агрегатов. При этом в первоначально аморфном полимере возникают нанокристаллические области. Произошедшие в результате допирования углеродными наночастицами структурные изменения приводят, в частности, к появлению у материала бактерицидных свойств.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЁМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Быков П.А., Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Портная З.Н., Кондратюк М.С., Байкалов К.О., Кобелева Л.И., Чернышова Т.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова Российской Академии наук, e-mail: chern@ultra.imet.ac.ru

INCREASE OF COMPOSITES WEAR-RESISTANCE BY PLASTIC DEFORMATION Bykov P.A., Karelin F.R., Portnaya Z.N., Kondratuk M.C., Baikalov K.O., Kobeleva L.I., Chernyshova T.A.

Abstract: Influence of plastic deformation on structure and properties of particulate reinforced aluminum-matrix composites has analyzed. Results of sliding wear tests against counterbody steel 45 of composites have discussed. It is showed that plastic deformation improves wear-resistance.

В узлах трения всё чаще применяют композиционные материалы (КМ), в том числе металлокомпозиты, в которых объединены высокопластичные металлические матрицы и тугоплавкие высокопрочные высокомодульные наполнители. Такое сочетание фаз позволяет значительно повысить несущую способность подшипниковых материалов и расширить температурные интервалы работы. Заметное влияние на механические и эксплуатационные свойства КМ оказывают вид, объёмное содержание, прочность межфазной связи и равномерность распределения армирующих частиц в матрице. Эта характеристика является управляемой. Одним из способов управления является пластическое деформирование (ПД). Целью работы явилось исследование влияния ПД на структуру и свойства полиармированных КМ, упрочнённых частицами керамики и интерметаллидов.

КМ получали путем механического замешивания тугоплавких дискретных наполнителей и реакционно активных металлических порошков в матричный расплав. Состав образцов представлен в табл. 1. В качестве матрицы использовали сплав АК12М2МгН, реакционно активные добавки – порошок титана (200-400 мкм) и порошок никеля (200-400 мкм), керамические наполнители – частицы карбида кремния зеленого (SiC) со средним размером 14 мкм и нанопорошок оксида алюминия размером ≤30 нм.

Для получения равномерного распределения наполнителей в матрице КМ образцов 3 и 4 (табл.1) осуществляли перемешивание в аттриторе (10 мин) керамических частиц с металлическим носителем, в данном случае – с порошком титана. Порошки вводили в расплав АК12М2МгН, нагретый до 750°С и перемешивали в течение 1 мин. Для выявления модифицирующего влияния добавок Ті и нанопорошков на структуру КМ композиционный расплав выдерживали до разливки 30 и 60 мин. Прокатку осуществляли на гладких валках. Деформацию проводили при следующих температурных, деформационных и скоростных режимах:

предварительный отжиг литой заготовки при температуре 300°С в течение 3-х часов; нагрев под прокатку 420-450°С; единичное обжатие за первые два прохода 3-5%, затем по 10-15% с

промежуточными нагревами при 420-450°С в течение 10 минут после каждого прохода;

промежуточный отжиг при 300°C в течение 2 часов после достижения суммарной степени

деформации 50-55%; последующая деформация с единичным обжатием – 8-12% и

промежуточными подогревами до 450 °C; скорость деформации 1,0-3,5 сек⁻¹; линейная скорость прокатки 0,17 м/сек

Качество прокатки оценивали по состоянию поверхности и кромок при визуальном наблюдении согласно ГОСТ 10533-86.

Испытания на износостойкость проводили на универсальной машине трения МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) по схеме торцевого нагружения. Интенсивность изнашивания определяли из соотношения Im=Δm/L, где Δm – потеря массы, L – путь трения. Испытания выполняли на литых и деформированных образцах. Материалом контртела служила сталь 45.

Анализ литой структуры показал, что КМ АК12М2МгН+3,8%SiC₁₄ состоит из дендритов αтвердого раствора и включений карбида кремния, вблизи которых накапливается эвтектика. В структуре образцов АК12М2МгН + 3%Ni + 1,5%Ti + 6%SiC₁₄ + 0,05% Al₂O_{3(н)} присутствуют ограненные равноосные или блочные кристаллы интерметаллидов, относительно равномерно распределенные в матрице. Введенные нанопорошки являются дополнительными центрами кристаллизации и способствуют более интенсивному зарождению интерметаллидных фаз. Согласно МРСА блочные включения расшифровываются как интерметаллиды Al₃Ti. Блочная форма

кристаллов Al₃Ti свидетельствует о завершенности экзотермической реакции между Al и Ti. При увеличении длительности выдержки до разливки размер Al₃Ti увеличивается. Межзеренные пространства заполнены эвтектиками. В составе эвтектик кроме Ni и Si могут присутствовать Fe, Cu, являющиеся технологическими примесями в сплаве AK12M2MrH.

В деформированных образцах частицы SiC выстраиваются в «строчки». Это означает, что течение сплава в процессе ПД было ламинарным. Строчечность особенно заметна в КМ AK12M2MrH+3,8%SiC₁₄. В образце 4 строчечность выражена сильнее, чем в образце 3, что может быть следствием увеличения равноосности интерметаллидов после выдержки 60мин., облегчающей ПД. Размер частиц SiC не изменился и составляет 14 мкм. Но происходит заметное измельчение интерметаллидных включений.

Испытания на износостойкость показали, что добавление высокомодульных керамических частиц SiC повышает износостойкость KM (рис. 1). Частицы SiC в этом случае играют роль опор, которые воспринимают основную нагрузку. Введение в расплав реакционно-активных добавок приводит к образованию интерметаллидов, которые, несмотря на их относительно невысокую твердость (~300HV), ограничивают пластическое деформирование и унос материала матрицы. Различия в износостойкости определяются соотношением армирующих фаз и их размером. Известно, что при больших размерах (более 10 мкм) включения Al₃Ti препятствуют износу алюминиевой матрицы, в то же время уменьшают защитное влияние других армирующих частиц за счет формирования полос скольжения, что также положительно сказывается на показателях износостойкости.

Проведенные исследования показывают, что армирование алюминиевого сплава интерметаллидными фазами, полученными в процессах in-situ, и высокомодульными керамическими является эффективным способом повышения износостойкости. частицами ΠД вносит дополнительный вклад в улучшение показателей износостойкости за счёт фрмирования полос скольжения. Добавки тугоплавких наноразмерных фаз не участвуют непосредственно в процессе трения скольжения в качестве несущих элементов из-за малых размеров, однако заметно влияют на трибологические характеристики КМ благодаря эффекту модифицирования структуры КМ. Таблица 1

		гаолица г.
N₂	Состав по шихте	Время
образцов		выдержки, мин
1	AK12M2MrH	
2	АК12М2МгН + 3,8%SiC ₁₄	30
3	$AK12M2M\Gamma H + 3\%Ni + 1,5\%Ti + 6\%SiC_{14} + 0,05\%Al_2O_{3(H)}$	30
4	$AK12M2M\Gamma H + 3\%Ni + 1,5\%Ti + 6\%SiC_{14} + 0,05\%\ Al_2O_{3({\rm H})}$	60
•		80



Рис. 1. Интенсивность изнашивания образцов в зависимости от нагрузки. 1-4 – образцы в литом состоянии, 3д,4д – деформированные образцы.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ТИТАНООКСИДНЫЙ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИЙ КОМПОЗИТ Голдин Б.А., Назарова Л.Ю., Рябков Ю.И.

Россия, Институт химии Коми НЦ УрО РАН, ryabkov-yi@chemi.komisc.ru

NANOSTRUCTURE OF THE TITANUM OXIDE CERAMIC COMPOSITE

Goldin B.A., Nazarova L.Y., Ryabkov Y.I.

The structure of the titanium oxide ceramic and glass composite was formed under the influence of oxide additives (with silicon and boron). The composite has the amorphous isotropic phase with nanoparticles. It is the main factor of the high crack growth resistance composite.

Изучение особенностей высокотрещиностойких алюмооксидных керамик, полученных с использованием природного минерального сырья, позволило выработать подход к формированию изотропной наноструктурированной фазы в титанооксидном стеклокерамической материале, обладающем повышенным уровнем свойств, в частности, механических, электро- и радиофизических.

Ранее на примере алюмооксидной керамики нами было показано, что природные добавки и минерализаторы существенно модифицируют свойства корундовых материалов [1].

В результате исследования процессов формирования микроструктуры в титан-железооксидных керамических и стеклокерамических продуктах установлено влияние добавок оксидов кремния, алюминия и марганца и борсодержащего минерализатора.

Обжиг титан-железооксидных смесей без добавок и с добавками при высоких температурах (1200-1300°С) в условиях вакуума (10⁻¹Па) приводит к образованию трехфазной системы, основными компонентами которой являются псевдобрукитовая (~75%) и дисперсноупрочненная аморфная фазы (~20%).

Микроструктура представительного образца стеклокерамического композита (электронномикроскопическое изображение микроструктуры образца и элементный состав (ат.%) получены методом микрозондовой энергодисперсионной спектроскопии) состоит из поликристаллических агрегатов серого цвета с размерами частиц от 0.5 до 5 мкм и аморфной фазы, содержащей нановключения зародышей кристобалита размером от 80 до 100 нм. При повторном нагревании эти образования укрупняются и формируют хрупкую межкристаллитную фазу кристобалита.



Рис. СЭМ изображение продуктов высокотемпературной переработки оксидных смесей на основе соединений железа и титана (режим вторичных электронов) и элементный состав обозначенных фаз (ат.%): 1 – псевдобрукит: Ті - 22, Fe - 9, Mg - 4, Al - 1, O^{pacч} – 64; 2 и 3 – стеклофаза, в продуктах из шихты без добавок минерализатора: Si-30,Al-2,Ti-0.5,Fe-1,K-1,Mg-0.5; 4 – нановключения 80÷100 нм в стеклофазе: Si-25,Al-3,Fe-2,Ti-2,K-2,Mg-2, O^{pacч} - 64.

Таким образом, выявлено влияние минерализатора на формирование в титан-железооксидных смесях изотропной нанодисперноупрочненной фазы, обеспечивающей повышение устойчивости стеклокерамического продукта к распростанению трещин.

Литература

1. Б.А.Голдин, Ю.И.Рябков, П.В.Истомин. Петрогенетика порошков, керамики и композитов.-Сыктывкар, 2006.-276с.(Коми научный центр УрО РАН).

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ ФУТЕРОВКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ Гришин Н.Н., Бастрыгина С.В., Белогурова О.А., Конохов Р.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук

Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева Кольского научного центра РАН (ИХТРЭМС КНЦ РАН) E-mail: grishin@chemy.kolasc.net.ru

COMPOSITE MATERIAL FOR LINING A HIGH-TEMPERATURE EQUIPMENT Grishin N.N., Bastrygina S.V., Belogurova O.A., Konokhov R.V.

There has been created a method permitting to plan experiments and adequately assess heat conductivity of multilayer linings at temperatures exceeding 1300°C. There have been determined time responses for the temperature front, temperature distribution in stationary state, and the contribution of various-purpose layers to the lining heat-insulating ability. The lining equivalent heat conductivity has been experimentally determined.

Composite lining was developed as a result. It consists of two layers: the first layer being slagresistant and heat-resistant from forsterite refractory bricks and the second - structural and heat-resistant made of heat-resistant vermiculite concrete. Experiments with heat and mass transfer were carried out with the help of a special device fitted into the composite lining, modelling the heat transfer in the rod without a side heat removal and making it possible to create the special temperature regime.

Футеровки высокотемпературных агрегатов являются многофункциональными. Внутренние слои футеровки выполняют из огнеупорного или кислотоупорного материала, который должен выдерживать воздействие высоких температур, химически агрессивной среды: расплавленных металлов и шлаков. Внешний слой выполняют из теплоизоляционного материала, задача которого – уменьшение теплопотерь через футеровку в окружающую среду, снижение толщины футеровки, уменьшение температуры на наружной поверхности.

Недра Кольского полуострова богаты природными и техногенными минерально-сырьевыми ресурсами, пригодными для получения огнеупоров и жаростойких бетонов. В качестве основных материалов для получения футеровки использовали горнопромышленные породы, представленные в основном магнезиальносиликатными, которые являются перспективным сырьем для форстеритовых огнеупоров (оливиниты Ковдора и Хабозера, дуниты Падос-тундры) и жаростойких бетонов (вермикулит ковдорского месторождения). В работе объектом исследования являлась многослойная футеровка, состоящая из двух слоев: первый слой – огнеупорный, на основе форстерита, второй – теплоизоляционный на основе жаростойкого вермикулитобетона с различной плотностью и коэффициентами теплопроводности.

Состав форстеритового бетона: наполнитель – сырой магнезиальный силикат; вяжущее – тонкомолотый мелкозернистый магнезит, обожженный при низкой температуре; ускорители твердения – гидратные соли серной и соляной кислот MgCl₂·6H₂O, MgSO₄·7H₂O. Физикотехнические свойства форстеритового бетона: плотность 2400 кг/м³, прочность 25 МПа, термостойкость более 30 теплосмен (1300°С – воздух), коэффициент теплопроводности 1.8 Вт/(м·К) в диапазоне температур 700-1300°С. В состав жаростойкого вермикулитобетона входит цемент, золошлаковая смесь, вода, заполнитель – вспученный вермикулит. Физико-технические свойства бетона: плотность – 430-775 кг/м³, прочность – 1.7-2.3 МПа, коэффициент теплопроводности 0.14-0.25 Вт/(м·К) при температуре 25°С.

В экспериментах использовались многослойные футеровки с различными эквивалентными коэффициентами теплопроводности ИЗ материалов с различными теплофизическими характеристиками. Вследствие сложной температурной зависимости коэффициента теплопроводности от температуры невозможно по начальным условиям определить температурное поле внутри футеровки и перепады температур на каждом ее слое, необходимые для конструирования. Поэтому теплопроводность многослойной футеровки изучалась на установке, моделирующей теплоперенос в стержне без бокового теплоотвода и позволяющей создавать необходимый температурный режим высокотемпературного промышленного агрегата (рисунок).



Рисунок - Структурная схема установки по измерению распределения температур в многослойной футеровке: 1 – высокотемпературная печь; 2 – форстеритовый огнеупор;

3 – вермикулитобетон; 4 – теплоизоляция; 5 – регистрирующий прибор.

Реализованная экспериментальная модель «стержня» позволяет по измеренной заранее теплопроводности внешнего слоя футеровки определить тепловой поток (q) стержня через его сечение

$$q = \frac{\lambda}{\delta} \left(T_{\kappa-1} - T_{\kappa} \right)$$

и эквивалентную теплопроводность всей футеровки или любого ее фрагмента

$$\lambda_{_{\mathcal{H}}} = \frac{\sum_{i=1}^{K} \delta_i q}{\left(T_{_{H}} - T_{_{\mathcal{K}}}\right)}$$

где T_n - температура горячей поверхности; T_{κ} - температура холодной поверхности; δ - толщина i-того слоя; q – тепловой поток; $\lambda_{\text{экв.}}$ – эквивалентная теплопроводность.

В экспериментах температура на горячей стороне футеровки устанавливалась 1300°С, что соответствует температуре большинства тепловых промышленных агрегатов. В связи с естественно возрастающими потоками возможных теплопотерь с боковой поверхности футеровки экспериментально подбирались вид и толщина теплоизоляционных материалов. В работе в качестве теплоизоляционных материалов использовались муллитокремнеземистый войлок марки МКРВ-200 и высокоэффективные волокнистые одеяла фирмы ITM – FIBERMAX®.

При фиксированной температуре горячей поверхности футеровки 1300°С и температуре окружающей среды 25°С систему доводили до стационарного состояния. При установившемся тепловом потоке снимали показания термопар, вычисляли тепловой поток и эквивалентный коэффициент теплопроводности. Конструкция футеровки отрабатывалась в предварительных экспериментах с целью получения требуемых нормами температур на холодной стороне футеровки не более 45°С.

На основании полученных экспериментальных данных разработана методика испытаний многослойных футеровок:

- 1. Монтирование установки, моделирующей теплоперенос в стержне, в качестве которого выступает многослойная футеровка.
- 2. Подбор боковой теплоизоляции, обеспечивающей незначительные (менее 10%) теплопотери.
- 3. Установка термопреобразователей по центру, периферии и высоте стержня.
- 4. Вывод системы на стационарный режим по показаниям термопреобразователей.
- 5. Приведение коэффициента теплопроводности к реальным температурным условиям работы футеровок.
- 6. Расчет плотности теплового потока q через сечение стержня по приведенным значениям λ и δ.
- 7. Расчет по вычисленному тепловому потоку эквивалентного коэффициента теплопроводности.
- 8. Подбор по экспериментальным данным конструкции многослойной футеровки.

Работа выполнена по программе ОХНМ РАН «Создание новых металлических, керамических, стекло-, полимерных и композиционных материалов».

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОРЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА: ДИОКСИД ТИТАНА С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ ЖИДКОГО КРИСТАЛЛА Давыдова О.И., Агафонов А.В., Груздев М.С. Россия, Институт химии растворов РАН, Иваново. e-mail: ava@isc-ras.ru

ELECTRORHEOLOGICAL BEHAVIOUR OF HYBRID MATERIAL OF TITANIUM DIOXIDE WITH SMALL ADDITIONS OF LIQUID CRYSTAL Davydova O.I., Agafonov A.V., Gruzdev M.S.

Nanosize electrorheological material of TiO_2 with small amount of liquid crystal (amyloxybenzoic acid) was prepared by a sol-gel method. The structure and morphology of the hybrid material was observed and analyzed by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), Fourier transform infrared spectrometry (FT-IR). The electrorheological activity of suspension of hybrid material under electric field (8 kV/mm) was investigated. The dielectric and voltampere characteristics of the material identify as effect Shottki. This material can be considered as dielectric with small monoenergetic traps.

Интенсивное изучение электрореологического эффекта (ЭРЭ) – быстрого и обратимого увеличения вязкости жидкости в электрических полях, связано с широкими возможностями его практического использования в устройствах, использующих управляемое сопротивление нагрузке, и с интересом к проблемам взаимодействия вещества с электрическими и магнитными полями. Дисперсная фаза играет определяющую роль в свойствах электрореологических жидкостей (ЭРЖ). Причины появления ЭРЭ связывают с формированием в электрическом поле частицами дисперсной фазы упорядоченных структур, направленных вдоль силовых линий приложенного электрического поля. В качестве дисперсной фазы электрореологических жидкостей перспективны гибридные материалы. Совмещение в структуре материала компонентов различной химической природы позволяет конструировать композиты для дисперсной фазы ЭРЖ с заданными параметрами диэлектрических и стабилизационных характеристик. Наноразмерный диоксид титана широко используется в качестве дисперсной фазы для электрореологических жидкостей. В качестве второго компонента для получения гибридного материала был выбран жидкий кристалл пентилоксибензойная кислота. С одной стороны, он обладает заранее известной структурной организацией, данное соединение обладает только нематической фазой, с другой стороны, имея в активные функциональные группы. может способствовать своем составе **у**величению поляризационной активности гибридного материала.

Целью настоящей работы явилось получение золь-гель методом нового гибридного материала на основе TiO₂ и жидкого кристалла - пентилоксибензойной кислоты, проведение физикохимического анализа полученного материала и исследование электрореологической активности дисперсий на его основе в полидиметилсилоксане (ПМС20). В результате работы получен порошок с размером частиц 20 - 40нм, приведены электронно-микроскопические снимки, данные рентгенографического анализа, ИК-спектры полученных образцов. Электрореологическая активность порошка оценивалась на основании измерений на электровискозиметре эффективной вязкости и напряжения сдвига суспензий гибридного материала в ПМС-20 с массовой долей дисперсной фазы 30% в постоянном электрическом поле напряженностью до 8кВ/мм при различных скоростях сдвига. Установлено, что добавление жидкого кристалла в количестве 1% от веса исходного алкоксида титана приводит к существенному увеличению электрореологической активности гибридного материала по сравнению с диоксидом титана. Напряжение сдвига жидкой системы на основе гибрида в присутствии поля напряженностью 5кВ/мм увеличивается почти в двадцать раз и составляет величину 522Па, кажущаяся вязкость дисперсной системы увеличивается при этом более чем в 20 раз. Полученные вольт-амперные характеристики гибридного материала в логарифмических координатах показали, что механизм активации проводимости в электрореологической системе в условиях наложения сильных электрических полей определяется эффектом Шоттки, синтезированный материал, помещенный в электрическое поле высокой напряженности, ведет себя как диэлектрик с мелкими моноэнергетическими ловушками.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ №077-03-00300а.

ПРИПОВЕРХНОСТНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ АРМИРОВАННЫХ НАНОТРУБКАМИ Декрет В.А.

Украина, Институт механики им. С.П.Тимошенко НАН Украины, dekret@ukr.net

NEAR-SURFACE INSTABILITY OF COMPOSITE MATERIALS REINFORCED BY NANOTUBES Dekret V.A.

The research of near-surface instability of the composite material reinforced by nanotubes under longitudinal compression is presented. The influence of critical strains from the distance between nanotubes and surface is investigated for various mechanical and geometrical parameters of composite components. The statement of the task for a composite material is executed using model of piecewise homogeneous medium and the three-dimensional linearized stability theory.

В работе представлено исследование явления потери устойчивости композитного материала, армированного нанотрубками возле свободной граничной поверхности. Исследование проводится в рамках механики сплошной среды, с применением основных соотношений трехмерной линеаризированной теории устойчивости [1]. Композитный материал моделируется кусочнооднородной средой, с применением модели "волокон конечных размеров", когда нанотрубки моделируются цилиндрическими волокнами конечных размеров. Применимость такого подхода к исследованию нанокомпозитов, сравнительный анализ результатов исследования внутренней устойчивости нанокомпозитов, полученных с использованием моделей "волокон конечных размеров" и "бесконечно длинных волокон" детально рассмотрены в работе [2].

При достаточно большом расстоянии наполнителей до граничной поверхности, реализуется явление внутренней неустойчивости нанокомпозита, и рассматриваемая задача сводится к задаче о потере устойчивости волокна в бесконечной матрице. По мере приближения наполнителя к граничной поверхности возможно появление неустойчивости включения, которая реализуется в приповерхностной зоне. Вместе с тем, с приближением наполнителя к граничной поверхности возможна, обусловленное несимметричностью основного напряженно-деформированного состояния, которое тоже необходимо учитывать при вычислении значений критической деформации.

Здесь ограничимся рассмотрением задачи устойчивости композитного материала, слабоармированного нанотрубками возле плоской свободной граничной поверхности, когда, в связи с малым объемным содержанием наполнителя, взаимодействие между волокнами не учитывается. При этом условия нагружения обеспечивают плоскую деформацию композита. Таким образом, рассмотрим плоскую задачу устойчивости композитного материала, армированного короткими волокнами возле плоской свободной граничной поверхности, когда, в связи с малым объемным содержанием наполнителя, взаимодействие между волокнами не учитывается. При этом условия нагружения обеспечивают плоскую деформацию композита. Таким образом, рассмотрим плоскую задачу устойчивости композитного материала, армированного короткими волокнами возле плоской свободной граничной поверхности, под воздействием сжимающего нагружения, направленного вдоль волокон. Поэтому, в декартовых координатах x_1Ox_2 , композитный материал моделируется полубесконечной матрицей, наполненной одним коротким волокном, направленным вдоль оси Ox_1 , что совпадает со свободной граничной поверхностью, размещенным на расстоянии r от нее. На бесконечности композит нагружен вдоль оси Ox_1 сжимающей нагрузкой постоянной интенсивности P (рис.1). Компоненты композита будем считать изотропными линейно упругими.

Исследование выполняется с применением статического метода трехмерной линеаризированной теории устойчивости, когда начальное состояние определяется из уравнений линейной теории упругости; достаточные условия применимости статического метода в рассматриваемом случае выполняются. Полностью постановка задач и результаты решения представлены в работе [3]. Безусловно, получить решение сформулированных задач аналитическими методами не представляется возможным, в связи с этим для решения поставленных задач применяются численные методы. Построение дискретных задач выполнено методом конечных разностей с применением концепции базовых схем, как показано в [3]. Решения дискретных задач получены с помощью известных в теории разностных схем прямых и итерационных методов.

При анализе результатов для нанокомпозитов с полимерной матрицей рассматривалась полимерная матрица с модулем Юнга и коэффициентом Пуассона $E_m = 2,68\Gamma\Pi a$, $v_m = 0,4$. Для выбора значений параметра $E_a E_m^{-1}$, характерных для нанокомпозитов с полимерной матрицей, использовались сведения о свойствах нановолокон, которые приведены в [1] на основе анализа публикаций в периодических изданиях. В работе [1], ограничиваясь анализом свойств многослойных

и однослойных углеродных нанотрубок (MWCNT, SWCNT), предложено при вычислениях применять как бы свойства "средних" CNT, для модуля Юнга которых предложено значение $E_a \approx 1,0-1,2T\Pi a$. Учитывая свойства выбранной полимерной матрицы в виде и выражение для "средних" CNT получаем оценку параметра $E_a E_m^{-1}$ в виде: $373 \le E_a E_m^{-1} \le 448$. Для выбора значений геометрического параметра LD^{-1} , относящегося к различным нанообразованиям, использовались сведения, которые приведены в [2] на основе анализа публикаций в периодических изданиях. Таким образом для расчетов были выбраны значения геометрических параметров нановолокон в интервале $100 \le LD^{-1} \le 1000$. Безразмерное расстояние между волокном и поверхностью $r^* = r / L$ последовательно изменялось в интервале $0 \le r^* \le 1$.

Рассмотрим результаты решения задачи устойчивости, которые были выполнены для указанных параметров компонентов композита. На рис.2 показана зависимость абсолютной величины критической деформации $\varepsilon_{11}^{\kappa p}$, которая соответствует критическому значению укорочения вдоль оси Ox_1 в средней точке армирующего элемента (волокна), от расстояния r^* , для некоторых значений параметров из указанных диапазонов (кривая $1 - E^* = 448$, $LD^{-1} = 1000$; кривая $2 - E^* = 373$, $LD^{-1} = 200$; кривая $3 - E^* = 373$, $LD^{-1} = 200$, пунктирной линей показана критическая деформация для случая внутренней потери устойчивости композитного материала, слабоармированного короткими волокнами).

В результате исследования устойчивости композитного материала, слабоармированного короткими волокнами вблизи свободной плоской граничной поверхности, под действием сжимающего нагружения, направленного вдоль волокон была установлена возможность разрушения композитного материала, вследствие потери устойчивости. При этом, для значений расстояния между волокном и поверхностью, превышающих величину длины волокна, имеет место явление внутренней неустойчивости, в то время как с уменьшением этого расстояния возникает явление приповерхностной неустойчивости композита, что приводит к уменьшению значения критической деформации нанокомпозита.

[1] Guz A.N. (2006): Three-dimensional theory of stability of a carbon nanotube in a matrix. International Applied Mechanics, Vol.42, No.1, pp.19-31.

[2] Guz A.N., Dekret V.A. (2008): On Two Models in the Three-Dimensional Theory of Stability of Composite Materials. International Applied Mechanics, Vol.44, No.8, pp.839-854.

[3] Dekret V.A. (2008): Near-Surface Instability of Composite Materials Weakly Reinforced with Short Fibers. International Applied Mechanics, Vol.44, No.6, pp.609-625.



МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА, АРМИРОВАННОГО АЛЮМООКСИДНЫМИ НАНОВОЛОКНАМИ Дудкин Б.Н., Бугаева А.Ю., Зайнуллин Г.Г. Россия, Институт химии Коми НЦ УрО РАН, bugaeva-ay@chemi.komisc.ru

MECHANICAL PROPERTIES OF THE CERAMIC COMPOSITE, REINFORCED ALUMINA NANOFIBERS

B. N. Dudkin, A. Y. Bugaeva, G. G. Zaynullin

The ceramic composite is constituted: "corundum matrix is filled of the layered particles hexaaluminate lanthanum and reinforced nanofibers alumina was production. All components of the materials were synthesis of the sol – gel method. Analysis of the microstructure composites make used of SEM methods proved equal distribution nanofibers in the volume matrix all components. Maximum strengthening of the matrix is occursed of modifications surface nanofibers of the dioxide zirconium.

Керамический матричный композиционный материал (КМКМ) тугоплавок, термостоек и может быть рекомендован для использования в экстремальных условиях, например - сухое трение при высоких температурах.

Доклад содержит результаты изучения микроструктуры и механических свойств керамического композита, состоящего из корундовой матрице, которая наполнена слоистыми частицами гексаалюмината лантана и усилена алюмооксидным нановолокном.

Керамический композиционный материал получен по золь-гель способу. Синтез исходного порошка проведен методом двухфазного золя. На первой стадии получали золь оксида алюминия с наноразмерными частицами дисперсной фазы, из которых формировалась корундовая матрица. На второй стадии синтезировали золь, содержащий частицы состава, отвечающего составу гексаалюмината лантана, в котором небольшая часть оксида лантана замещена на оксид иттрия. Частицы, полученные на второй стадии, использовали в качестве наполняющих матрицу элементов. На третьей стадии полученные золи объединяли и переводили золь в состояние геля, который в процессе изотермической сушки переходил в ксерогель, содержащий все компоненты, входящие в состав керамического композита.

Нановолокна оксида алюминия получены по оригинальной, разработанной нами методике с использованием гелей органо-неорганического состава, содержащих наночастицы оксида алюминия. Волокна органо-неорганического состава формируются самопроизвольно в процессе дегидратации геля. Обжиг волокна гибридного состава приводит к получению алюмооксидных нановолокон. Размер волокон в поперечном сечении составляет 50 – 100 нм, длина волокна может достигать 10 – 30 мм.

Были изучены различные способы введения нановолокон (HB) в керамику: введение нановолокон при подготовке пресспорошка и на стадии золь-гель системы, в конечный золь, отвечающий составу композита.

Изучено влияние количества введенного нановолокна на механические свойства полученного композита. Содержание необожженных микроволокон органо-неорганического состава, варьировали в составе композита в пределах 0,003 - 3 %, а содержание обожженных алюмооксидных нановолокон в составе КМ композита - 0,003-0,033%.

Необожженные волокна распределялись в шихте направленно. Распределение обожженных волокон в шихте и золях смешанного состава осуществлялось хаотично.

Определены оптимальные условия синтеза и спекания керамического композита: первичная подготовка изделий в виде балок: подготовка шихты для прессования, изучение влияния различных технологических связок (смесь олеиновой и стеариновой кислот, раствора глицерина в этиловом спирте), подбор режима сушки балок, определение температуры и времени синтеза, температуры и времени спекания.

Изучение микроструктуры полученного керамического композиционного материала проведено методом сканирующей электронной микроскопии с использованием микрозондового анализа, который показал, что наполняющие и армирующие элементы композита равномерно распределены по всему объему матрицы. Кристаллиты корунда (матрица) имеют столбчато-призматическую форму с различным числом граней и размеры от 500 нм до 2мкм. Упрочняющими матрицу элементами являются слоистые, пластинчатого типа, частицы гексаалюмината лантана, имеющие размеры 3 -6 мкм. Нановолокна оксида алюминия в структуре композита (рисунок 1)

образуют тяжи между частицами, что должно способствовать увеличению прочности материала на разрыв и изгиб.



Рисунок 1 - Микрофотографии керамического композита, наполненного гексаалюминатом лантана и армированного нановолокнами: а - увеличение 18000 ^x, б - увеличение 20000^x. Прибор JSM – 6400, режим «вторичных электронов»

Контроль физико-механических характеристик образцов керамики: кажущейся плотности, водопоглощения и открытой пористости осуществлялся методом водопоглощения по ГОСТу2642.0-86, прочность на изгиб определялась методом трехточечного изгиба при температуре 20°С по ГОСТу 5458-75. Изучены прочностные свойства керамического композита, содержащего различное количество нановолокон. Установлено, что оптимальными являются небольшие добавки волокна.

Определение величины прочности на изгиб образцов КМНК, армированного нановолокнами чистого алюмооксидного состава, показали, что эффект дополнительного усиления матрицы отсутствует, а степень спекания образцов композита заметно снижается.

Можно предполагать, что такой результат может быть связан с ассимиляцией волокон алюмооксидной матрицей. С целью проверки данного предположения, волокна перед введением в образцы композита помещали в золь диоксида циркония, перемешивали, в течение небольшого отрезка времени, и вводили в конечный золь или порошок. В образцах, армированных волокном, прошедшим такую обработку, проявлялся эффект усиления матрицы (таблица 1).

состав	σ _{изг} МПа	К _{1с} , МПа*м ^{0.5}
$80Al_2O_320La_{0,85}Y_{0,15}Al_{11}O_{18}0.005SiO_2$	700±30	6±1
$80Al_{2}O_{3} \ 20La_{0,85}Y_{0,15}Al_{11}O_{18}- \ 0.005SiO_{2} \ +0,0025 \ Al_{2}O_{3} \ (HB)$	225±30	5±1
80 Al ₂ O ₃ - 20La _{0,85} Y _{0,15} Al ₁₁ O ₁₈ - 0.005SiO ₂ -0,005ZrO ₂ +0,0025 Al ₂ O ₃ (HB)	600±30	8±1

Таблица 1. Физико-механические свойства керамического композита состава «корунд – гексаалюминат лантана –алюмооксидные нановолокна»

Прочностные характеристики композита, содержащего волокна модифицированные диоксидом циркония, почти в два раза выше характеристик образцов, армированных нановолокнами чистого алюмооксидного состава. Можно полагать, что результат достигается за счет образования адсорбционного слоя диоксида циркония на поверхности волокон.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ КОРУНДОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ, УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ Ni, NiAl, TiAl

Евдокимов В.Ю., Баринов С.М., Аладьев Н.А., Овсянников Н.А., Смирнов В.В., Тютькова Ю.Б., Фомин А.С., Чернявский А.С.

Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, asp_ipcran@mail.ru

CORUNDUM COMPOSITE MATERIALS REINFORCED BY PARTICULATES OF Ni, NiAl, TiAl Evdokimov V.Yu., corr. member RAS Barinov S.M., Aladev N.A., Ovsyannikov N.A.,

Smirnov V.V., Tyutkova Yu.B., Fomin A.S., Chernyavskiy A.S.

A technology study of Al_2O_3 –base composite materials reinforced by particulates of Ni, NiAl and TiAl was performed. Powder mixtures of intermetallic particles with ceramic matrix were prepared by mechanical mixing followed by pressing, sintering and hot pressing at either 1450 °C (TiAl) or 1570 °C (NiAl). Bending strength changed in the range from 350 MPa (20 °C) to 690 MPa (800 °C) for Al_2O_3 -20 vol.% TiAl composite. The room-temperature bending strength of Al_2O_3 -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 [Al_2O_3 -6,5 vol.% Ni] – 20 vol.% NiAl at 500 °C was 560 MPa and 4,7 MPa×M^{1/2}, respectively.

Композиционные керамические материалы, применяемые при повышенных температурах, должны быть стойкими к окислению и содержать фазы, имеющие высокую прочность при высоких температурах эксплуатации. Таким требованиям отвечают композиционные материалы на основе корунда, 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.

Дисперсные частицы TiAl и NiAl в матрицу Al_2O_3 вводили посредством механического смешения порошковой шихты. Горячим прессованием получены материалы на основе Al_2O_3 с дисперсными частицами TiAl - при температурах до 1450°C, NiAl, Ni - при температурах до 1570°C, которые характеризовались однородной микроструктурой с равномерным распределением частиц. На рис.1 представлены материалы с дисперсными частицами NiAl размером 0,5-3 мкм (рис.1).



Рис.1. Микроструктура образца композиционного материала Al₂O₃- 6,5 об.%Ni – (5-40 об.% NiAl (2,15% Mo)), полученного горячим прессованием (T=1570°C, P=30 МПа).

Разработанные материалы имеют высокую прочность. Так, прочность образцов с содержанием 20 об.% TiAl составляет 350 МПа при 20°С и достигает 690 МПа при 800°С, что в 1,5-2 раза превосходит прочность корундовой керамики при данной температуре (рис. 2). Материал обладает повышенной устойчивостью к износу и может быть использован в изделиях триботехнического назначения.



Рис.2. Зависимость прочности образцов Al₂O₃ – 20 об.% TiAl после горячего прессования при 1360, 1400 и 1450°С от температуры испытаний 500-800°С.

Установлено, что для материала на основе Al_2O_3 с дисперсными частицами NiAl предел прочности при трехточечном изгибе при 500°С имеет максимальную величину для композита [Al_2O_3 - 6,5 об.% Ni] – 20 % об. NiAl (2,15% Mo) - 560 МПа (рис.3), что соответствует хрупко-вязкому переходу алюминида никеля [1]. Максимальное значение трещиностойкости при 500°С составило 4,7 МПа×м^{1/2}.



Рис. 3. Зависимость прочности композиционных материалов образцов (1) - Al₂O₃- 2,2 об.%Ni – (5-40 об.% NiAl (2,15% Mo)), (2) - Al₂O₃- 6,5 об.%Ni – (5-40 об.% NiAl (2,15% Mo)), полученных горячим прессованием (вакуум, T=1570°C, P=30 МПа)) от температурного испытания.

Список использованных источников

1. Ю.Л. Красулин, С.М. Баринов, В.С. Иванов. Структура и разрушение материалов из порошков тугоплавких соединений. М.: Наука, 1985.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОЛАМИНАТОВ НА ОСНОВЕ Ті₃SiC₂

Истомин П.В., Надуткин А.В.

Россия, Институт химии Коми научный центр УрО РАН, nadutkin-av@chemi.komisc.ru

DEFORMATION AND FRACTURE OF Ti₃SiC₂ CERAMIC NANOLAMINATES Istomin P.V., Nadutkin A.V.

Russia, Institute of Cemistry Komi Science Center Ural Division of RAS, nadutkin-av@chemi.komisc.ru

Titanium silicon carbide (Ti_3SiC_2) is a new type of machinable ceramics with high toughness. The crystal structure of Ti_3SiC_2 consists of titanium carbide blocks interleaved with silicon atomic layers. This structure allows to interpreting Ti_3SiC_2 as layered composite with nanoscale packing of layers i.e. nanolaminate. Sliding of layers along basal planes leads to a local deformation (kinking, delamination and buckling) of Ti_3SiC_2 grains with no macroscopic fracture of materials. Such behavior is not typical to ceramics, metals and alloys. Thus Ti_3SiC_2 have great prospects to explorer as advanced ceramic materials in high temperature applications especially for making shaped parts.

Microstructure, fracture and deformation of hot pressed dense polycrystalline Ti_3SiC_2 samples have been studied by use of Carl Zeiss ULTRA-55 autoemission scanning electron microscope equipped with elements microanalyzer. It was found that sliding, kinking, delamination, buckling and microcracking of individual Ti_3SiC_2 grains take place during fracture of bulk samples as shown in figure. Such complicated fracture behavior is responsible for dissipation of mechanical energy on microlevel and high toughness of whole materials.

The Vickers hardness tests reveal that measured hardness of Ti_3SiC_2 samples strongly depend on value of loading that was applied to indenter. Such behavior was explained by influence of laminated structure of Ti_3SiC_2 grains and its plastic deformation around indenter stamp.

Карбидосилицид титана (Ti₃SiC₂) это новый вид трещиностойкой керамики с высокими прочностными характеристиками, легко поддающейся механической обработке. Кристаллическая структура Ti_3SiC_2 представляет собой послойную упаковку карбидтитановых блоков, разделённых атомными слоями кремния. Это позволяет рассматривать Ti_3SiC_2 как слоистый композит с наноразмерным периодом чередования слоев – наноламинат. Подвижность слоев в базальной плоскости позволяет локально деформировать (изгибать) и даже расслаивать зерна Ti_3SiC_2 в зоне концентрации механических напряжений без макроскопического разрушения всего материала. Такое поведение нетипично керамики, металлов и сплавов. Наноламинаты на основе Ti_3SiC_2 имеют большие перспективы практического применения в качестве конструкционного материала высокотемпературного назначения, особенно для получения изделий сложной формы.



Нами были изучены микроструктура, особенности разрушения и деформации плотных поликристаллических образцов Ti₃SiC₂, полученных методом горячего прессования. Исследование проводилось на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss ULTRA-55, оснащенном приставкой для элементного анализа. Установлено, что разрушение сопровождается сдвигом, изгибом и расслоением зёрен Ti₃SiC₂ (см. рис.), также наблюдаются сминание, коробление И микроразрывы слоёв. Такой сложный характер разрушения способствует рассеянию механической энергии на микроуровне и обусловливает прочностные высокие характеристики материала в целом.

Измерение твёрдости по Виккерсу показало, что величина твердости для образцов Ti_3SiC_2 существенно зависит от величины прикладываемой к индентору нагрузки. Такое поведение объясняется влиянием слоистой структуры зерен Ti_3SiC_2 и их пластической деформацией вблизи отпечатка индентора.

DFMN-2009

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ Карпов М.И.

Россия, Институт физики твердого тела РАН, karpov@issp.ac.ru

PECULIARITIES OF PLASTIC DEFORMATION OF MULTILAYERED NANOSTRUCTURAL COMPOSITES

Karpov M.I.

In this work we describe the results of investigation of structure crystallographic texture and hardness changing during rolling of two composites: Cu-Nb consisting 64000 layers of copper and niobium and Nb-(Nb50%Ti), consisting of 64000 layers of niobium and alloy of niobium with 50 weight % of titanium. The layers thickness changed by rolling from 380 to 5nm.

It has been found that the dependence of hardness on the thickness can be described by the Hall-Petch equation. It has be shown that if the textures of the layers agree with each other (Nb-(Nb50%Ti)) or are such that the glade planes and the corresponding directions in neighboring layers are parallel to each other (Cu-Nb, layers thickness less than 20nm) then the coefficient in Hall-Petch equation may be six times as small as in the case of texture do not fit these conditions (Cu-Nb, layers thickness more than 20nm).

Наноразмерные металлические многослойные композиты – наноламинаты, являются типичными представителями наноструктурных материалов. Из схемы наноламината, представленной на рис.1, видно, что толщина слоя в наноламинате является определяющей в формировании механических свойств материала, поскольку определяет длину пробега дислокаций в действующих системах скольжения. Толщина слоя в наноламинате определяет также отношение площади межфазной границы к объему фаз – фактор, оказывающий огромное влияние на процессы структурной перестройки при нагревах и на ряд физических свойств наноламинатов.



Рис.1 Структурная схема наноламината, состоящего из чередующихся слоев 2-х различных металлов. t – толщина слоя в наноламинате, L – расстояние между границами слоя в плоскости скольжения.

Основным выражением, связывающим механические характеристики металлического материала и его структуру, является известная зависимость Холла – Петча, связывающая напряжение течения и размер зерна. Однако в нанообласти имеющиеся экспериментальные данные противоречивы. По данным [1] в нанослоистых материалах предел прочности и твердость растут с уменьшением толщины слоев до некоторой критической величины в соответствии с зависимостью Холла-Петча (Х-П), при меньших толщинах рост твердости происходит быстрее. Авторы [2] выделяют три интервала на меняющейся с уменьшением размера зерна величине напряжения течения: на участке монокристалл - зерно 1 мкм уравнение Х-П выполняется точно, показатель степени равен -0,5; на участке 1мкм- 30нм уравнение выполняется очень приближенно – показатель степени приближается к 0; в области очень малых размеров зерен наклон зависимости Х-П равен 0. В работае[3] наличие таких интервалов связывают с изменением механизмов пластической деформации.

На рис. 2 показана зависимость твердости при холодной прокатке наноламинатов Cu-Nb и Nb-(Nb50%Ti) от обратной величины квадратного корня от толщины слоев, уменьшающейся с увеличением обжатия. Образцы состояли из 64000 чередующихся слоев меди и ниобия или ниобия и его сплава с титаном. Толщина слоев изменялась от 100 до 5 нм. Видно, что в случае наноламината Nb-(Nb50%Ti) данные хорошо описываются выражением HV (MПа)=1688+2125 $1/\sqrt{t}$. В случае наноламината Cu-Nb наблюдается 2 участка: в интервале 100-25нм - HV(MПа)=700+9600 $1/\sqrt{t}$, а в интервале 25-5нм - HV(MПа)=2310+1580 $1/\sqrt{t}$. Значимым эффектом в этом наноламинате является уменьшение константы K в 6 раз. Это означает, что изменяется эффективность межслойных границ, как препятствий для скольжения дислокаций. Анализ кристаллографической текстуры в слоях меди и ниобия в этом наноламинате показал, что этот переход связан с тем, что в обоих слоях при достижении толщины 25нм формируется текстура, при которой плоскости и направления скольжения



Рис. 2 Экспериментальные значения и соответствующие им прямые Холла-Петча для наноламината Cu-Nb – а и наноламината Nb-(Nb50% Ti) – б. t – толщина слоев в нанометрах [4,5].

в обоих слоях становятся почти параллельны друг другу и это облегчает передачу скольжения из слоя в слой. В случае наноламината Nb-(Nb50%Ti), где оба компонента имеют ОЦК решетку, текстура в обоих слоях одинакова и ситуация с передачей скольжения облегчена при всех толщинах слоев. Отсюда можно сделать вывод о том, что константа К в зависимости Холла Петча очень сильно зависит от характеристик межслойных или межзеренных границ: от разориентировки слоев или зерен, от наличия примесей, дисперсных частиц, структуры самой границы.

Литература

- G.S. Was and T. Foecke "Deformation and Fracture in Microlaminates", Thin solid Films, 286 (1996), p.1-31
- [2] P.G.Sanders, J.A. Eastman, J.R. Weertman, Acta Mater 45 (1997) 4019
- [3] Y.T. Zhu, T.G. Langdon @Influence of grain size on deformation mechanisms: an extension to nanocrystalline materials", Materials Science and Engineering A 409 (2005) 234-242
- [4] Карпов М.И., Внуков В.И., Гнесин Б.А., Абросимова Г.Е., Фролова Л.А., Терехова И.С., Коржов В.П., Ходос И.И. «Особенности пластической деформации многослойного композита Cu-Nb при прокатке», Деформация и разрушение материалов, 2007, № 11, с.2-6
- [5] М.И. Карпов, В.П. Коржов, В.И. Внуков, И.С. Терехова, Г.Е. Абросимова, И.И. Ходос «Наноструктурный многослойный композит Nb-NbTi: получение, структура и свойства», Деформация и разрушение материалов, 2008, №6, с.18-21

РАЗРУШЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кугаенко О.М.¹, Петраков В.С.¹, Бузанов О.А.², Егоров В.Н.², Сахаров С.А.², Поздняков М.Л.³

 Россия, ФГОУ ВПО Государственный Технологический Университет «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов», crystalxxi@misis.ru
 2 - Россия, «Фомос-Материалс», buzanov@newpiezo.com
 3- Россия, НИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, mlpozdnyakov@yandex.ru

DESTRUCTION OF GTL CRYSTALS UNDER MECHANIC CYCLING

Kugaenko O.M., Petrakov V.S., Busanov O.A., Egorov V.N., Sacharov S.A., Posdnyakov M.L.

Cyclic mecanic loading of GTL crysals under room temperature and stress level lover than yield point was invtstiganed. It reduced to significant increasing of dislocation dencity, twin appearance. Crystal destruction after 10^5 - 10^6 loading cycles.

Кристаллические элементы из лантан-галлиевого танталата (ГТЛ, La₃Ta_{0.5}Ga_{5.5}O₁₄), изоморфа лангасита (ЛГС, La₃Ga₅SiO₁₄, класс симметрии 32), применяются в качестве чувствительных пьезоэлементов датчиков давления, вибрации, температуры, работоспособных в широком диапазоне температур (до 1000 °C). В двигателях внутреннего сгорания пьезоэлементы датчиков работают в экстремальных условиях переменных нагрузок, разрушение деталей происходит вследствие усталости [1-2]. Цель работы заключалась в исследовании механизмов деформации хрупких монокристаллов ГТЛ и закономерностей их разрушения в условиях термических и переменных механических нагрузок.

Кристаллы ГТЛ были выращены на предприятии ОАО «Фомос-Материалс» по методу Чохральского вдоль кристаллографического направления [11.0]. Были выращены кристаллы 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 высоким качеством обработки поверхности. Плотность дислокаций в исходных образцах равна 10⁴ -10⁵ см⁻².

Исследование механических свойств с помощью метода микротвердости позволило охарактеризовать анизотропию свойств, пластичность и хрупкость ГТЛ, что очень важно для кристаллических материалов [3]. Величину микротвердости измеряли при вдавливании индентора Виккерса, выявлена анизотропия твердости II рода - различная величина микротвердости срезов [00.1] и [10.0], [11.0]: на поверхности лангасита Z-среза ~ 9·10⁹ H/м², а на поверхности X-среза и [11.0] ~ 1·10¹⁰ Н/м², соответственно. Величина коэффициента анизотропии твердости составила 1,2. Анизотропия твердости II рода в кристаллах группы лангасита очевидно связана с различной ретикулярной плотностью граней и с величиной сил связей в них. Форма отпечатка индентора и характер растрескивания вокруг отпечатка позволили оценить критический коэффициент интенсивности напряжений К_{1с}, являющийся критерием трещиностойкости материала (вязкость разрушения) [4]. Наряду с анизотропией твердости, для кристаллов группы ЛГС характерна анизотропия вязкости разрушения. Значения коэффициентов интенсивности напряжений К_{1с} для образцов ГТЛ по различным кристаллографическим направлениям лежат в пределах от 4 кПам^{1/2} до 8 кПам^{1/2}. Поверхность среза, ориентированная в кристаллографическом направлении X +, обладает наибольшим значением К_{1с}, а плоскость, ориентированная перпендикулярно оси Z, имеет наименьшую величину К_{1с}. Коэффициент анизотропии вязкости разрушения составляет 1.3, т.е. при одинаковой нагрузке, на поверхностях кристалла [11.0] и [10.0] образование трещин происходит легче, чем на поверхности [00.1], а наиболее твердые поверхности имеют меньший коэффициент интенсивности напряжений К_{1С} [3].

Изменение состояния материала при усталостном процессе отражается на его механических свойствах, макроструктуре и микроструктуре. Усталостной прочности металлов и сплавов посвящено большое количество монографий и публикаций. Однако в технике все большее место и значение занимают, в большинстве случаев дорогостоящие, элементы из неметаллов, диэлектрических и полупроводниковых кристаллов, эксплуатирующиеся в условиях переменных нагрузок, поведение которых при циклических нагрузках мало изучено, а без понимания механизмов разрушения кристаллов и природы деградации структуры и свойств кристаллов в процессе их работы невозможно прогнозировать работоспособность этих элементов.

Исследование усталостной прочности кристаллов лантан-галлиевого танталата проводили на высокочастотном пульсаторе с электромагнитным резонансным приводом Amsler 20 HFP 5100 фирмы Zwick/Roell на образцах в виде кубиков размером $10 \times 10 \times 10 \text{ мm}^3$ и на пластинах $10 \times 10 \times (3 \div 1) \text{ мm}^3$ разной кристаллографической ориентации с приложением нагрузки в направлении осей X и Z образца, при комнатной температуре и при 350 С. Частота циклирования нагрузки зависела от условий нагружения и была равна $110 \div 150$ Гц. По изменению частоты фиксировался момент разрушения образца. Статическая нагрузка прикладывалась сжатием от 0,6 до 15 kN, величина знакопеременной динамической нагрузки при симметричном режиме нагружения - от 0,1 до 10 kN. Наибольший размах нагрузки достигал 20 kN, что по напряжениям соответствовало 0,5 предела текучести кристаллов при комнатной температуре. При одной нагрузке испытания продолжались до разрушения либо до 10^5 циклов нагружений. Если образец не растрескивался за это время, нагружение прекращалось, нагрузка повышалась и испытания продолжались в более напряженном варианте.

Общее количество циклов до разрушения образца с испытаниями в режиме повышения прилагаемых нагрузок составляло от 100 000 до 500 000 циклов. Разрушение образцов в большинстве случаев происходит в процессе растрескивания по плоскостям, близким к плоскостям У, что соответствует данным по трещиностойкости.

Микроструктура образцов ГТЛ после циклических воздействий была выявлена путем избирательного травления и рентгеноструктурным анализом. Как и для металлов, характерным для усталостных явлений в монокристаллах ГТЛ являются: сильно выраженная локальность пластической деформации, зарождение, развитие и объединение микротрещин. Локальность пластической деформации проявляется в развитии грубых полос скольжения и двойникования. Увеличение как статической, так и динамической нагрузки изменяет фрактоструктуру разрушенных кристаллов. Картины изломов сколов образцов после циклических воздействий представляют собой сложную ручьевую структуру по сравнению с разрушением недеформированных кристаллов.

Развитие дислокационной структуры при знакопеременных циклических нагрузках начинается в приповерхностном слое кристалла ГТЛ, имеющим наименьшую сдвиговую устойчивость в нагруженном кристалле, пластическое течение в поверхностном слое начинается раньше и развивается более интенсивно по сравнению с объемом материала, поверхностный слой определяет зарождение и генерацию в объем материала всех видов деформационных дефектов. Необходимость совместности деформации пластически деформируемого поверхностного слоя и упруго нагруженной области объема обусловливает развитие в поверхностном слое деформационной мезоскопической субструктуры. При небольших деформациях (N=10⁴-10⁵ циклов) и низких нагрузках (статическая 1кH, динамическая 0,5кH), - на поверхности образцов ГТЛ формируется мезоячеистая структура с размером ячеек ~10мкм. Подобная мезоячеистая структура описана в литературе для пластичных материалов [4]. При средних степенях деформации (N=10⁵-10⁶ циклов) в ГТЛ формируется система мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений.

Структурные изменения, вызванные пластической деформацией и усталостными повреждениями под воздействием циклических нагружений, существенно влияют на физические и механические свойства материала.

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по науке и инновациям (02.523.11.3013).

ЛИТЕРАТУРА:

1.Иванова В.С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. - М.: Машиностроение, 1975 - 465с. 2.Панин В.Е. Современные проблемы пластичности и прочности твердых тел // Изв. вузов. Физика. - 1998. - №1. – С. 7-34.

3. 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. 4. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976

5. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел. // Физ.мезомех. - 1999. -

T.2. - №6. – C. 5-23.

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРОХОДНОЙ ОПТИКИ ЛАЗЕРОВ СРЕДНЕГО ИК ДИАПАЗОНА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Кугаенко О.М.¹, Петраков В.С.¹, Васильева Л.А.²

1 – Россия, ФГОУ ВПО Государственный Технологический Университет
 «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов», CrystalXXI@misis.ru
 2 – Россия, Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия, postmaster@vgasa.ru

INCREASING OF ENDURANCE OF LASER THROUGH OPTIC AFTER THERMOMECHANIC TREATMENT

Kugaenko O.M., Petrakov V.S., Vasilyeva L.A.

KCl crystals after thermomechanic treatment can stand the cyclic loading, that exceeds the breaking limit of starting monocrystals more than for 30 times.

На кафедре физики кристаллов МИСиС получило развитие научное направление по изучению физических основ взаимодействия лазерного излучения с материалами и по разработке прикладных задач создания надежной и долговечной проходной оптики (окон вывода излучения, призм, линз и т.п.) для мощных широкоапертурных лазеров среднего ИК диапазона. Для повышения механической прочности и оптической стойкости кристаллов к многократному воздействию лазерного излучения разработаны режимы деформационного упрочнения наиболее перспективных для ИК-оптики кристаллов КСІ путем термомеханической обработки (ТМО) при температурах от комнатной до 700К [1]. Исследованы структура, механические характеристики и усталостная прочность при циклических механических воздействиях кристаллов после ТМО. Исследования проведены на деформационной установке Zwick Z5.0 (с максимальным усилием испытаний 5 кН) при комнатной температуре путем знакопостоянного циклического нагружения сжатием с частотой 1 Гц при напряжениях ниже предела текучести, количество циклов от 20 до 100. Частота механического воздействия соответствует частоте воздействия на кристалл импульсно-периодического лазерного излучения.

Эффект деформационного упрочнения кристаллов имеет наибольшее значение по пределу текучести, напряжению разрушения, микротвердости после ТМО при степени предварительной пластической деформации 20 % при температурах 430-450К и связан с образованием мелкозернистой микроструктуры первичной рекристаллизации. С повышением температуры ТМО наблюдается связанный с собирательной рекристаллизацией рост зерен, приводящий к получению неоднородной крупнозернистой микроструктуры и разупрочнению кристаллов.

При знакопостоянном циклическом нагружении путем сжатия монокристаллы КСІ выдерживают циклические нагрузки при статической нагрузке 10Н (0,6 кгс/мм²) и амплитуде 10 % от значения нагрузки в течение 100 циклов нагружения без деформации. При повышении нагрузки, при 20Н (при напряжении 1,2кгс/мм²) и амплитуде 10%, в начальный период циклического нагружения после 5-10 циклов нагружения наблюдается упрочнение в результате пластической деформации кристаллов, приводящей к образованию лабиринтной структуры, после чего образец выдерживает без разрушения 100 циклов нагружения.

Воздействие циклических нагружений на упрочненные кристаллы показало, что после ТМО при 430-450 К кристаллы выдерживают при комнатной температуре без деформации циклические нагрузки при статической нагрузке до 400H (30кгс/мм²) и амплитуде 10 % от значения нагрузки в течение 100 циклов нагружения.

ТМО приводит к повышению устойчивости термоупрочненного кристалла KCl к многократным циклическим нагрузкам, по величине примерно в 30 раз превышающих значение механических напряжений, приводящих к разрушению и к пластической деформации исходных монокристаллов.

1. Блистанов А.А., Васильева Л.А., Казанцев С.Г., Кугаенко О.М., Малинкович М.Д., Петраков В.С. Разработка физических основ создания проходной оптики мощных широкоапертурных ИК–лазеров. Известия ВУЗов. Материалы электронной техники.-2005.-№ 3.- С. 34-43

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА В ТРОЙНЫХ СИСТЕМАХ С ПОЛИМОРФИЗМОМ Луцык В.И., Воробьева В.П.

Россия, Отдел физических проблем, Бурятский научный центр СО РАН, vluts@pres.bscnet.ru

HETEROGENEOUS MATERIAL MICROSTRUCTURE FORMATION IN TERNARY SYSTEMS WITH POLIMORPHISM

Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P.

Russia, Physical Problems Department, Buryat Scientific Centre RAS, vluts@pres.bscnet.ru It is considered how to apply computer models of phase diagrams to choose and to construct microstructures of given phase concentrations by means of two types of mass balances diagrams. Examples of T-x-y diagrams with allotropy are used for illustrations.

Для наблюдения за формированием микроструктуры путем изучения зависимости ее фазового конгломератного состава от температурных режимов кристаллизации различных или трехкомпонентных сплавов удобно использовать компьютерные модели фазовых диаграмм. В зависимости от уровня знаний о системе можно строить компьютерные модели различной точности, начиная от примитивной, основанной на базовых точках типа бинарных и тройных эвтектик (перитектик) и т.п., и кончая, после постепенного улучшения модели за счет внесения дополнительных экспериментальных и расчетных результатов, совершенной термодинамически выверенной моделью. Каждая такая модель, кроме главной ее функции – отображения свойств системы, должна быть способна решать прикладные задачи, такие, как, например, построение и расшифровка изотермических и политермических разрезов, визуализация результатов расчетов материального баланса, коррекция неточной интерпретации результатов экспериментального исследования реальных систем, оценка фазового состава микроструктуры с учетом происхождения каждого ее элемента (первичные или эвтектические кристаллы, продукты перитектических реакций и т.п.) для конструирования гетерогенных материалов.



Рис. 1. Вертикальная диаграмма материального баланса (а) для расплава G(0.62, 0.16, 0.21), отмеченного на проекции T-х-у диаграммы системы A-B-C с полями ликвидуса низкотемпературных модификаций компонентов A и B (б)

Важным достоинством компьютерных моделей фазовых диаграмм является способность строить вертикальные (ВДМБ) и горизонтальные (ГДМБ) диаграммы материального баланса. Такие диаграммы позволяют проследить за изменениями массовых (мольных) долей фаз, сосуществующих либо при охлаждении гетерогенной смеси заданного состава (ВДМБ), либо при заданной температуре на концентрационном отрезке (ГДМБ). Например, для систем с внутренними полями ликвидуса низкотемпературных модификаций некоторых компонентов с помощью диаграмм материального баланса можно подбирать составы, в которых полиморфные модификации проявляются либо после

завершения первичной кристаллизации исходного компонента (А на рис. 1), либо непосредственно в виде первичных кристаллов (в смеси L+B1 на рис. 2).

Вертикальная ДМБ строится для заданного состава расплава G (рис. 1,б). На ней откладываются рассчитанные температурные границы каждого этапа кристаллизации (рис. 1,а) и в этих границах прорисовываются направления изменения составов всех сосуществующих фаз (табл. 1). Например, после выделения в температурном интервале 621.5°-477.8° первичных кристаллов A наступает черед их полиморфной модификации A1, которая затем участвует в эвтектической реакции совместной кристаллизации с полиморфной модификацией B1 второго компонента системы в небольшом температурном интервале в 10°. При этом в дополнение к 0.942 долям первичных A1 выделилось 0.968–0.942=0.026 долей эвтектических A1 и 0.032 доли B1 (табл. 1). Участие в солидификации третьего компонента C начинается ниже 162°.

Горизонтальные ДМБ дополняют информацию о политермическом разрезе MN (рис. 2,б). Для заданной температуры на прямоугольнике, достроенном к отрезку MN, изображаются количественные изменения составов фаз (рис. 2,а). Например, при T=220° в составы четырех гетерогенных смесей входят кристаллы полиморфной модификации B1, причем в интервале 3-4 – только первичные, а в интервалах 2-3 и 4-5 – смесь первичных с эвтектическими. Аналогично, первичные кристаллы С можно получить на участке 5-6, тогда как слева и справа от него состав гетерогенной смеси обогащается медкодисперсными эвтектическими добавками кристаллов С и полиморфной модификацией А1.

Таблица 1

Расшифровка вертикальной диаграммы материального баланса расплава G(0.62, 0.16, 0.21) (рис. 1,а)

Т	Фазовые области	Массовые доли фаз	
621.49	L+A	L=1, A=0	
477.80		L=0, A=1	
477.80	А	A=1	
445.31			
445.31	A+A1	A=1	
415.72		A=0.768, A1=0.232	
415.72	L+A+A1	A=0.768, A1=0.232	
374.41		L=0.368, A1=0.632	
374.41	L+A1	L=0.368, A1=0.632	
243.39		L=0.058, A1=0.942	
243.39	L+A1+B1	L=0.058, A1=0.942	
233.23		A1=0.968, B1=0.032	
233.23	A1+B1	A1=0.968, B1=0.032	
162.43		A1=0.927, B1=0.073	
162.43	A1+B1+C	A1=0.927, B1=0.073	
0		A1=0.761, B1=0.071, C=0.168	



для политермического разреза M(0, 1, 0)N(0.4, 0, 0.6) при T=220° (б)

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ ИЗ НАНОСТЕКЛОКЕРАМИКИ С ПРАКТИЧЕСКИ НУЛЕВЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТЕМПЕРАТУРНОГО РАСШИРЕНИЯ Маслов В.П. ⁽¹⁾, Родичев Ю.М. ⁽²⁾

⁽¹⁾Украина Институт физики полупроводников им. В.Е.Лашкарева НАН Украины, maslov@isp.kiev.ua ⁽²⁾ Украина Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, rym@ipp.kiev.ua

MECHANICAL PROPERTIES OF STRUCTURAL JOINTS OF THE DETAILS MADE OF NANOCERAMICS WITH PRACTICALLY ZERO COEFFICIENT OF THERMAL EXPANSION Maslov V.P.⁽¹⁾, Rodichev Yu.M.⁽²⁾

⁽¹⁾ Ukraine, V.E.Lashkarev Institute of Semiconductors Physics of NAS of Ukraine, maslov@isp.kiev.ua
⁽²⁾ Ukraine, G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength of NAS of Ukraine, rym@ipp.kiev.ua

There are described the mechanical properties of structural joints of the details made of nanoceramics with practically zero coefficient of thermal expansion. The precision diffusion nanojoints are characterized by practically linear elasticity, brittle fracture mode as well as the absence of creep under durable loading. Their strength under the uneven tearing under the bending conditions reached the values which are proper for monolithic glassceramics specimens.

Описаны механические свойства конструкционных соединений деталей из наностеклокерамики с практически нулевым коэффициентом температурного расширения. Прецизионные диффузионные наносоединения характеризуются практически линейной упругостью, хрупким характером разрушения и отсутствием ползучести при длительном нагружении. Их прочность при неравномерном отрыве в условиях изгиба достигает значений, характерных для монолитных образцов стеклокерамики.

В условиях перспективного развития приборостроения решение проблемы соединения прецизионных деталей является актуальной. В работе представлены результаты исследований механических свойств конструкционных соединений деталий из наностеклокерамики с практически нулевым коэффициентом температурного расширения Zerodur(Schott,AG) и его аналога астроситалла (CO115M ЛЗОС).

В ИФП им.В.Е.Лашкарёва НАН Украины разработана технология твердофазного соединения полированных оптических деталей (ТСПД) с использованием в качестве соединительного слоя наноразмерных вакуумных покрытий на основе системы титан-алюминий. ТСПД технология объединяет положительные свойства метода оптического контакта (ОК) и диффузионной сварки и позволяет производить соединение деталей, требования к полированным поверхностям которых ниже, чем для других известных бесклеевых методов соединений (ОК или ГОК). Исследованы различными физическими методами структура и характер взаимодействия между поверхностью полированной детали из Zerodur и ТСПД-швом. На границах соединения деталей происходит химическое взаимодействие при температуре 400°С с образованием новых фаз на основе Al₂O_x, Si и др[1].

Детали, соединенные по разработанной ТСПД-технологии, обладают свойствами монолитных материалов и выдерживают экстремальные условия воздействия: криогенные температуры – жидкий азот; повышенные температуры: 400°C и 900°C; лазерное излучение. В результате испытаний нами впервые получены экспериментальные результаты о после длительного в течении 15 лет хранения сборных массивных блоков литиево-алюмосиликатной стеклокерамики типа Zerodur с прецизионным стыковым наносоединением в нормальных климатических условиях. Показано, что остаточная прочность ТСПД-соединений на изгиб при кратковременном нагружении составляет 18 МПа. Приведены результаты оценки прочности на изгиб стыкового нано-соединения образцов ТСПД-соединения (после 15-ти летнего воздействия внешних факторов) в условиях длительного статического нагружения с постоянной нагрузкой, когда проявляется влияние докритического разрушения хрупких материалов по механизмам «статической усталости».

Средние максимальные значения (1) исходных разрушающих напряжений при малой продолжительности нагружения – до 100 с составили 21,0 МПа, минимальные - 14,8 МПа. При длительности нагружения порядка 1х10⁵с диапазон изменения предельных напряжений составляет 17,0...12,0 МПа. Расчетное значение предела длительной прочности наносоединения при продолжительности нагружения 1 год в среднем составило 13,5 МПа. С учетом экспериментально

установленного разброса данных, минимальный уровень (2) возможных значений предела длительной прочности при этой продолжительности нагружения составляет 10,8 МПа, что удовлетворяет требованиям фирмы Шотт АГ, Германия, к деталям из Zerodur.

Исследования механических свойств показали, что предложенные прецизионные соединения характеризуются практически линейной упругостью, хрупким характером разрушения и отсутствием ползучести при длительном нагружении. Их прочность при неравномерном отрыве в условиях изгиба может достигают значений, характерных для монолитных образцов стеклокерамики.

1. L.I. Berezhinsky, V.P. Maslov, B.K. Serdega, V.V. Tetorkin, A. Yukhymchuk Study of chemical interaction of Al-Zerodur interface //J. Eur. Ceram. Soc. - 2006.- 26/16.- p.p. 3825-3830.

ПОЛЗУЧЕСТЬ ОКСИД-НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИТОВ

Милейко С.Т., Колчин А.А., Кийко В.М.

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской обл., Россия 142432

CREEP OF OXIDE/NICKEL COMPOSITES

S.T. Mileiko, A.A. Kolchin, V.M. Kiiko Institute of Solid State Physics of RAS, Chernogolovka Moscow Distr., Russia 142432

Ползучесть волокнистых композитов рассматриваемого типа определяется большим числом параметров структуры – эффективная прочность волокна в композите и сопротивление получести матрицы, прочность границы раздела волокна и матрицы, объёмное содержание волокна. Это требует анализа экспериментальных данных на основе микроструктурной модели ползучести [1,2].

Соответствующий эксперимент и его анализ были проведены на образцах композитов с матрицей на основе никеля и волокнами двух оксидных эвтектик Al_2O_3 - $Al_5Y_3O_{12}$ и Al_2O_3 - $Al_5Y_3O_{12}$ - ZrO_2 при температурах от 1100 до 1200°С. Анализируются зависимости сопротивления ползучести от материалов волокна и матрицы, прочности волокна. Показано, что полученные величины сопротивления ползучести композитов, достигающие на базе 100 ч 150 МПа при температуре 1150°С, соответствуют достигнутому уровню знаний и технологии волокна и композитов.

Совершенствование того и другого позволит поднять температуру тела рабочей лопатки газовой турбины с ~ 1070°С до ~ 1200°С

Работа выполнена при финансовой пддержке РФФ, проект 08-03-01068.

1 S.T.Mileiko, Oxide-fibre/Ni-based matrix composites – III: A creep model and analysis of experimental data, *Compos. Sci. and Technol.*, 2002, **62**, 2, 195-204.

2 С.Т. Милейко, Композиты и наноструктуры, Композиты и Наноструктуры, 2009, №1, 6-37.

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ОКСИДНЫЕ ВОЛОКНА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ Милейко С.Т., Кийко В.М., Колчин А.А., Новохатская Н.И., Ван К.В.

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка Московской обл., Россия 142432

OXIDE EUTECTIC FIBRES FOR HEAT-RESISTANT COMPOSITES S.T. MileikoV.M. Kiiko, A.A. Kolchin, N.I. Novokhatskaya, K.V. Van Institute of Solid State Physics of RAS, Chernogolovka Moscow Distr., Russia 142432

Полученные методом внутренней кристаллизации (MBK) оксидные эвтектические волокна имеют специфическую структуру, определяемую особенностями метода кристаллизаци. Это ведёт к тому, что при фиксированной схеме реализации MBK зависимость прочности от скорости вытягивания имеет максимум. Эти структуры и механические свойства демонстрируются в докладе на примере двух эвтектических волокон - Al₂O₃-Al₅Y₃O₁₂ и Al₂O₃-Al₅Y₃O₁₂-ZrO₂. Однако эти особенности, будучи понятыми, не мешают эффекимвному использованию волокон в качестве армирующего средства в жаропрочных композитах матрицей на основе никелевых сплавов – это показано в докладе на настоящей конференции [1].

Работа выполнена при финансовой пддержке РФФ, проект 08-03-01068.

1 С.Т. Милейко, А.А. Колчин, В.М. Кийко, Ползучесть оксид-никелевых композитов

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ЭЛЕМЕНТА ОБЪЕМА КРОМКИ КРЫЛА МКА ИЗ УГЛЕРОД-КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА МИКРОУРОВНЕ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НАГРУЗКИ Михайловский К.В.

Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана, konst_mi@mail.ru

RESEARCH DEFORMATION AND FRACTURE OF VOLUME ELEMENT REPRESENTATIVE IN WING LEADING EDGE RSV OF CARBON-CERAMIC COMPOSITE MATERIAL IN THE MICROSTRUCTURE LEVEL UNDER LOADING

Mikhaylovskiy C.V.

ABSTRACT: Structures modeling of CCCM (carbon-ceramic composite material), like wing leading edge, 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 связи с увеличением применения углерод-керамических композиционных материалов (далее УККМ) в ответственных теплонагруженных конструкциях многоразовых космических аппаратов (МКА) (передние кромки крыльев, носовые обтекатели, раструбы сопел, тормозные диски, высокотемпературные подшипники и т.д.) становится актуальной проблема прочностных расчетов таких конструкций с оценкой их работоспособности. Определяющими факторами при проектировании данных видов конструкций и изделий МКА из УККМ являются жесткостные, прочностные и теплофизические свойства композиционного материала. Кроме того, УККМ обладает значительной анизотропией свойств и как следствие характер поведения материала под нагрузкой достаточно сложный. УККМ состоит из карбидокремниевой матрицы, армированной углеродными волокнами со сложной тканой структурой переплетения (рис. 1). Карбидокремниевая матрица обладает высокой термостойкостью, а углеродный тканый каркас обеспечивает необходимую прочность и жесткость.



Рис. 1. Микроструктура тканого УККМ (скол, сканирующий электронный микроскоп EVO-40 XVP)

Из-за сложной микроструктуры УККМ аналитического описания расчета НДС (напряженнодеформированного состояния) и разрушения элементов конструкции МКА с реальной геометрией структуры во время воздействия эксплуатационных нагрузок в явной форме не существует. Эту проблему зачастую решают, основываясь на экспериментальных данных, проводя серии испытаний на полноразмерных конструкциях МКА из УККМ, образцах-свидетелях из УККМ и приближенными расчетами в рамках механики сплошной среды. Такой подход, конечно, позволяет определить разрушающие напряжения в конструкции из УККМ, но здесь значительную роль играет масштабный фактор. Например, образец-свидетель намного меньше по размерам, чем конструкция и, соответственно, имеет меньше дефектов. Очевидно, что образец-свидетель из УККМ более «прочный», чем конструкция из УККМ.

По причине значительности финансовых затрат при испытаниях самой конструкции МКА из УККМ предлагается оценивать работоспособность конструкций комбинированием экспериментальных данных (на образцах-свидетелях) с математическим моделированием на основе методов идентификации. Решение математических моделей того рода с определенной точностью возможно, если использовать численное моделирование и в частности метод конечных элементов.

В качестве объекта для исследования и оценки предлагаемого подхода выбрана кромка крыла МКА из УККМ. В работе анализируется НДС кромки крыла МКА из УККМ при воздействии основных эксплуатационных нагрузок – скоростной напор, нестационарные тепловые нагрузки на макро- и микроструктурном уровне с использованием численных алгоритмов. Исследования проводятся в два этапа: анализируется НДС кромки крыла МКА из УККМ на макроструктурном уровне, где определяются наиболее нагруженные области концентраций напряжений, а УККМ моделируется без учета реальной геометрии; анализируется уже НДС (с возможностью образования микротрещин) представительного элемента объема кромки крыла МКА из УККМ (рис. 2) на микроструктурном уровне с реальной геометрией (рис. 3) на который действуют те максимальные нагрузки, которые были выявлены в результате предыдущего расчета в областях концентраций напряжений.





Рис. 2. Геометрическая модель представительного элемента объема кромки крыла МКА из УККМ

Рис. 3. Геометрическая модель тканого углеродного каркаса представительного элемента объема УККМ

Такой подход позволяет проанализировать комплексно НДС и определить области максимальных концентрации напряжений в кромке крыла не только на макроструктурном уровне, но и на микроструктурном уровне, оценить взаимодействие волокнистого тканого каркаса и матрицы во время воздействия эксплуатационных нагрузок, а также выявить области растрескивания на микроструктурном уровне. Применение на практике подобных расчетов и исследований позволит более точно прогнозировать поведение кромки крыла МКА из УККМ при эксплуатации и уменьшить количество натурных испытаний и экспериментов на образцах-свидетелях.



ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМИКИ Al₂O₃ – ZrO₂ – CeO₂ ОТ ОСОБЕННОСТЕЙ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРЕКУРСОРОВ

Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Аладьев Н.А., Куцев С.В, Пенькова О.И.. Шворнева Л.И.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН podzorova@pochta.ru

DEPENDENCE OF THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF CERAMICS AL₂O₃ – ZrO₂ –CeO₂ FROM FEATURES CRYSTALLIZATION OF THE PRECURSORS L.I. Podzorova, N.A. Alad'ev, A.A., Il'icheva, S.V. Kutsev, O.I. Pen'kova, L.I. Shvorneva

Physical chemictry processes of the formation of base ceramics depend on pre-history. The work is continuation the researching the dependence of reception conditions, structure and mechanical properties ceramics. There are results of studying on the phase composition by x-ray diffraction (XRD) methods, received at different conditions of synthesis of the precursors. There are the electronic pictures of a surface of the ceramics.

Is shown, that the change the realization of synthesis of a component CeO₂ allows to adjust temperature intervals crystallization α - Al₂O₃ and T– ZrO₂, that influences microstructure and cause increase of the mechanical characteristics of ceramics ZrO₂ – CeO₂ – Al₂O₃.

Использование исходных наноразмерных порошков считается одим из вариантов повышения прочностных параметров керамики. Предыстория синтеза порошков влияет на получаемую микроструктуру керамики и, опосредовано, на механические свойства, как особо структурочувствительные параметры материала[1,2].

Данная работа является продолжением наших исследований в направлении решения проблемы контроля микроструктуры керамики уже на уровне синтеза исходных нанопорошков.

Ранее нами, на примере системы Al_2O_3 - ZrO_2 - CeO_2 , которая является основой для высокопрочной керамики, было показано, что фазообразование прекурсоров нанопорошков при термообработке зависит от предкристаллизационного состояния, обуславливаемого последовательностью осаждения компонентов[3]. При этом было установлено, что присутствие оксида церия является эффективным ингибитором перехода метастабильных форм оксида алюминия в корунд (α -A1₂O₃).В синтезированных образцах была выявлена метастабильная фаза Θ - Al₂O₃. Как показано в работе [4], данную форму можно рассматривать как твердый раствор на основе моноклинного оксида алюминия, стабилизированного частичным вхождением ионов Ce⁺⁴.

В связи с изложенным представляет интерес проследить влияние варьирования компонента церия при осаждении на фазообразование прекурсоров, формирование микроструктуры и прочностные свойства керамики.

В экспериментальной работе образцы порошков и керамики получали на основе состава ZrO_2 44мол^{*5}. % – CeO₂ 6 % – Al₂O₃ 50 %. Прекурсоры порошков получены методом золь-гель синтеза. При осаждении компонента Al₂O₃ варьировали содержание одновременно осаждаемого с ним компонента церия согласно таблице 1.

Обозначение	1 компонент	2 компонент		
образца				
1	50% Al ₂ O ₃	44%ZrO ₂ и 6%CeO ₂		
2	$Al_2O_3 + 0,5\%CeO_2$	44%ZrO ₂ и 5,5%CeO ₂		
3	$Al_2O_3 + 6\% CeO_2$	44%ZrO ₂		

Таблица 1. Обозначение синтезированных порошков

После прокаливания продуктов осаждения при температуре 950° С, получены наноразмерные порошки, характеризующиеся величинами удельной поверхности (Syg.) от 60 до $70 \text{ м}^2/\text{г.}$ и средними размерами индивидуальных частиц(D) от 17 до 20 нм. Основной фазой нанопорошков является твердый раствор тетрагональной структуры T– ZrO₂, совершенствование структуры которого продолжается с повышением температуры термообработки. Степень закристаллизованности исследуемых образцов зависит от последовательности осаждения, что иллюстрирует рис.1.

⁵ Далее везде мол.%



Рис.1 Фрагмент дифрактограмм образцов 1,2 и 3, прокаленных при 1200°С, в области 100% рефлекса T– ZrO₂

Установлено, что осаждение компонента церия одновременно с компонентом алюминия затрудняет образование твердого раствора на основе $T - ZrO_2$ и переход метастабильных фаз Al_2O_3 в $\alpha - Al_2O_3$. Проведение синтеза прекурсоров по различным схемам в последствие оказывает влияние на микроструктурные отличия соответствующей керамики.

Осаждение компонентов церия одновременно с компонентом алюминия: привело к снижению в микроструктуре керамики содержания крупных зон оплавления слившихся нанозерен диоксида циркония. Полученную микроструктуру можно представить как распределение крупных зерен α – $A1_2O_3$ в наноструктурной матрице, что иллюстрирует электронный снимок рис.2.



Рис.2. Микроструктура образцов керамики 1,2 иЗ

На электронных снимках микроструктуры отмечаются крупные зерна оксида алюминия (свыше 2мкм), распределенные в квазинаноматрице, представленной кристаллитами диоксида циркония с размерами от 200нм и выше, с преобладанием 500нм. Такая микроструктура определила повышение устойчивости керамики к хрупкому разрушению. Прочностные характеристики полученной керамики представлены в таблице2.На отдельных образцах №2, при использовании стандартных методик прессования и спекания, к1с превысил 13 МПа·м^{1/2}, а максимальная достигнутая прочность изгиба - 1000МПа.

ruomidu 2 ripo moormine nupukrepnormini kepukniki				
Обозначение параметров	1	2	3	
ρ,%	99,5	99,5	99,5	
δ, МПа	850	900	850	
K _{1c} , M Π a ·m ^{1/2}	10	12	11	
Н ср., ГПа	14	14	14	

Таблица 2 Прочностные характеристики керамики

Столь высокие значения прочности и, в особенности, стойкости к ударным нагрузкам определяются формированием микроструктуры с сохранением связи кристаллитов t – ZrO₂, отсутствием зон расплавления, которые, как правило, после перекристаллизации насыщены микронапряжениями и микротрещинами, что снижает прочностные характеристики материалов. Кроме того возможно, что повышение трещиностойкости керамики связано с присутствие в фазовом составе моноклинной составляющей, которая может выступать инициатором ускорения процесса залечивания микротрещин в материале при наложении напряжения.

Проведение синтеза прекурсоров с переменным осаждением компонента церия позволяет регулировать температурные интервалы кристаллизации $\alpha - Al_2O_3$ и t – ZrO₂, что влияет на зеренный состав микроструктуры, особенности которого обуславливают повышение прочностных характеристик керамики. В частности, сохранение фазы t– ZrO₂ в виде наноразмерных кристаллитов способствует более глубокому проявлению эффекта трансформационной перестройки при наложении нагрузки.

Литература

- 1. Шевченко В.Я., Баринов С.М. Техническая керамика // М. Наука, 1993, 188с.
- 2. Ниихара К, ж.Сэрамиккусу, 1986, 21т., №7, с. 581-589
- 3. Подзорова Л.И., Ильичева А.А.и др. // Физика и химия стекла.- 2007, т. 33, N 5, с.703-709
- 4. Kumar K-N.P., Tranto J and others. // Mat. Res.Bull. 1994. V.29.№5. P.551-558

DFMN-2009

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОРАЗМЕРНЫМИ УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ Попов В.А.¹, Зайцев В.А.², Просвиряков А.С.¹, Самошина М.Е.¹, Ходос И.И.³, Ковальчук М.Н.³, Вершинина Е.В.⁴

1)МИСиС, 2)НПО «ЛУЧ», 3)ИПТМ РАН, 4)МАТХТ им. М.В.Ломоносова адрес электронной почты: popov58@inbox.ru

DEVELOPMENT AND INVESTIGATION OF FEATURES OF DEFORMATION OF COPPER COMPOSITE MATERIALS WITH NANOSIZED REINFORCING PARTICLES Popov V.A., Zaytsev V.A., Prosviryakov A.S., Samoshina M.E., Khodos I.I., Kovalchuk M.N., Vershinina E.V.

This paper deals with processes of copper composite materials with nanosized reinforcing particles during preparation by mechanical alloying. Granules are formed due to the processes of deformation, breakdown and fusion of processed particles. Therefore, their structure, shape and surface morphology are determined by these processes; in turn, they are governed by the properties of the material. This work investigated the processes of granule formation. For this, we used a mixture of particles of copper M1 and brass L62. Due to the difference in colors, cross-sections of these particles are readily distinguishable in studies by methods of optical microscopy, so it is easy to follow the structure formation of particles during their treatment in a planetary mill.

Современная промышленность запрашивает новые материалы с улучшенными свойствами. Одним из путей решения этой проблемы является создание новых металломатричных композитов методом механического легирования с последующей консолидацией полученных при механическом легировании гранул [1]. Не смотря на значительное количество исследований процесса механического легирования, устранить полностью процессы налипания обрабатываемых материалов на технологический инструмент и повышенное «комкование» (сваривание гранул в большие куски) не удалось. Для устранения налипания обрабатываемого материала при получении остальных видов композитов было предложено добавлять к исходным компонентам наноалмазные порошки [2, 3] в количестве 1-10% (объемных), то есть применить способность наноалмазных нанопорошков устранять налипание на технологический инструмент. Это позволило значительно снизить налипание и добиваться равномерного распределения упрочняющих частиц в матрице.

В данной работе проводились исследования по разработке способа получения металломатричных композитов. В качестве материала матрицы применяли технически чистые медь и никель. Матричный материал применялся в виде стружки, которую предварительно обрабатывали в планетарной мельнице, после чего размер частиц составлял 0,5-2 мм. В качестве упрочняющих частиц применяли наноалмазные порошки, частицы оксида алюминия, оксида кремния и карбида вольфрама. Гранулы образуются в результате чередующихся процессов разрушения и сварки обрабатываемых частиц. Поэтому их структура, форма и морфология поверхности определяются этими процессами, которые, в свою очередь, определяются свойствами материала. В работте проведено исследование процессов формообразования гранул. Для этого применили смесь частиц меди М1 и латуни Л62. Из-за различия в цвете при исследовании частиц методами оптической микроскопии легко отличить такие частицы друг от друга, то есть проследить формоизменение частиц при обработке в планетарной мельнице. В смесь медного и латунного порошков добавили 5% (объемных) наноалмазов. После обработки в платетарной мельнице втечение 15, 30, 45, 60, 90 и 100 мин проводили отбор проб из барабанов.

После 15 мин убработки значительных изменений в структуре не наблюдалось. После 30 минут совместной обработки исходные металлические частицы, обладающие высокой исходной пластичностью, представляют собой отдельные плоские чешуйки, размеры которых в двух направлениях значительно больше размера в третьем направлении Средняя площадь металлических частиц составляет 1350 мкм². После 45 минут обработки начинается наслаивание разнородных чешуек и их скручивание в неплотные гранулы, при этом каждая металлическая частица сохраняет свою индивидуальность. Размеры частиц уменьшаются. Следующие 15 минут обработки приводят к большему сближению медных и латунных частиц и уплотнению формирующихся гранул. При этом средний размер чешуек меняется слабо. После 90 минут обработки гранулы материала приобретают более равноосную форму, их площадь уменьшается до 530 мкм². Внутри этих гранул наблюдается

композиционная структура: чередование плотно сваренных слоев исходных компонентов – меди и латуни. Толщина слоя в таких гранулах составляет от 1 до 15 мкм. Однако, наряду с округлыми композитными гранулами обнаруживаются фрагменты исходных чешуеобразных частиц, не претерпевших сваривания, максимальной длиной до 200 мкм. После 100 минут обработки происходит полное растворение меди в латуни с образованием нового сплава, все гранулы материала приобретают компактную равноосную форму и имеют средний размер 165 мкм². Структура гранул полностью гомогенна, исходные компоненты неразличимы. Непровзаимодействовавшие между собой частицы меди и латуни отсутствуют.



Рис.1. Структура гранул композиционного материала «медь-латунь-20% наноалмазов» после различного времени обработки в планетарной мельнице: а – 30 мин, б – 45 мин, в – 60 мин, г, д – 90 мин, е - 100 мин

Полученные при механическом легировании гранулы компактировали прессованием при 400-600 °C с выдержкой до 30 мин. По форме прессовки представляли собой цилиндры диаметром 10 мм высотой 20 мм и диаметром 40 мм высотой 40-60 мм. Механические свойства определяли на образцах диаметром 10 мм. Сведения о механических свойствах представлены в таблице 1.

Таблица 1

Механические своиства, определенные при сжатии образцов				
Nº	Материал	Rp 0.2	Fmax (предел прочности)	
	i i i i i i i i i i i i i i i i i i i	МПа	лпах (предел прочности) Мпа 933,14 1171,8 793,31	
		Ivii iu	Ivilia	
1	Ni-30WC-5н/а	917,67	933,14	
2	Ni-20WC-5н/a	1165,79	1171,8	
3	Ni-20A12O3-5н/а	771,33	793,31	
4	Ni-30A12O3-5н/а	676,85	690,41	
5	Си-30% SiO2 - 10% н/а	641,17	707,29	

Механические свойства, определенные при сжатии образцов

Литература

1. В.А.Попов, А.Г.Кобелев, В.Н.Чернышев. Нанопорошки в производстве композитов –М: Интермет инджиниринг, 2007, 336 с.

2. V.A.Popov, E.A.Skryleva et al. "Investigation of the formation of onion-like carbon nanoparticles from nanodiamonds" in Proceedings of the 3-rd International Symposium "Detonation Nanodiamonds: Technology, Properties and Application", St.Petersburg, Russia, 1-4 July 2008, pp.95-98

3. P.Y. Detkov, V.A. Popov, V.G. Kulichikhin, S.I. Chukhaeva. Development of Composite Materials Based on Improved Nanodiamonds / - In book "Molecular Building Blocks for Nanotechnology: From Diamondoids to Nanoscale Materials and Applications", Springer, New York, 2007. - P. 29-43.

DFMN-2009

ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ МЕТАЛЛ-КЕРАМИКА

Раваев А.А., Опарина И.Б., Колмаков А.Г., Пруцков М.Е.

Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А. Байкова

FEATURES CONTACT A DIFFUSION BOUNDARY LAYER METAL - CERAMICS

Ravaev A.A., Oparina I.B., Kolmakov A.G., Pruzkov M.E.

The contact layer metal-ceramics is investigated. Used two methods of sintering: traditional and microwaves – radiations. Heterogeneity of distribution of elements in a contact layer is shown.

Существует ряд нерешенных проблем, связанных с образованием физического контакта, зарождения и развития очагов взаимодействия и кинетики топохимических реакций при диффузионной сварке керамики с металлами. В литературе представлено несколько сценариев взаимодействия. Наибольшее число подтверждений получила теория образования соединений металлов с неметаллическими материалами при сварке в твердом состоянии, представленная тремя этапами [1]. При этом диффузионные процессы являются основополагающими, поскольку только они обеспечивают перенос вещества в зону реакции.

В экспериментальной работе были изучены свойства контактного слоя металл-керамика при диффузионной сварке и особенности распределения в нем элементов. Сравнивали результаты двух методов спекания: традиционной технологии и СВЧ-излучения.

Эксперименты проведены на образцах сплава "Вирон 99" (65% Ni - 22,5% Cr - 9,5% Mo) с керамическим покрытием марки "Synspar" (смесь лейцитовой фазы K[Al₂Si₂O₆] и аморфной стеклофазы SiO₂). Контрольные образцы, полученные по традиционной технологии, и CBЧ-образцы спекали при температурно-временном режиме: плавный подъем температуры до 980 ⁰C в течение 25-27 мин и последующее остывание в печи (40-45 мин) до температуры 300 ⁰C. Выполнен анализ шлифов образцов на электронном сканирующем микроскопе JEOL JSM-7000F, а также на инвертированном металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40.

Ввиду большой разницы материалов по твердости получить хорошую плоскость для анализа было затруднительно, поскольку наблюдался ступенчатый переход от металла к керамике, а также внедрение при полировке абразивного материала в пластичный металл. Помимо этого, трудность в проведении анализа заключалась и в том, что все образцы предварительно подвергались пескоструйной обработке, и граница между материалами имеет сильно изрезанный характер (Рис.1).



Рис. 1. Объемная дефектность керамического слоя

При оптическом методе анализа не было выявлено какой-либо видимой переходной зоны, наблюдали четкую границу между подложкой и керамикой. Исследования непосредственно самой керамики, полученной методом СВЧ-излучения, обнаружили ее специфическую дефектность. Это потребовало дополнительного фрактографического анализа на растровом электронном микроскопе JED-2300. В результате были обнаружены дефекты округлой формы, размером до 50 мкм (рис.1). Предполагалось, что это может быть следствием неравномерного распределения лейцитовой фазы. Однако проведенный рентгеновский микроанализ показал, что все элементы равномерно распределены, отсутствуют провалы интенсивностей за исключением контактного слоя металл-керамика. Керамический слой СВЧ-образцов имеет более равномерное элементное распределение по сравнению с образцами, полученными традиционным методом.

DFMN-2009

На границе соединения металла с керамикой при рентгеноспектральном исследовании косых шлифов наблюдали четкую границу с обедненным кремнием и неоднородность распределения кислорода (рис.1). Концентрация Al при приближении к зоне сварки плавно уменьшается. Четкость границы указывает на высокую степень качества контактного слоя.

Работа выполнена при поддержке программ ОХНМ-02, П-18 и П-21.



Рис. 2. Распределение элементов на образце, полученным методом СВЧ-излучения.

Литература

1. Бачин В.А. Диффузионная сварка стекла и керамики с металлами. М, Машиностроение, 1986. 184 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВОГО КЛАССА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЯ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ

Самошина М.Е., Брянцев П.Ю., Аксенов А.А.

Россия, ФГОУ ВПО «Государственный технологический университет «Московский институт стали и сплавов», samoshina@list.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE NEW CLASS OF MECHANICALLY ALLOYED COMPOSITE MATERIALS BASED ON WASTE OF ELECTROLYTIC PRODUCTION OF HIGH PURITY ALUMINIUM

Samoshina M.E., Bryantsev P.Yu., Aksenov A.A.

In work the possibility of using waste of electrolytic high purity aluminium production as a basis of composite material is investigated. In structure of such waste a lot of refractory intermetallic phases contains. in such initial material there is a significant refining of intermetallics during mechanical alloying. It is shown that the obtained composite material strengthened fined intermetallic particles possesses high values of thermal stability and wear resistance.

При производстве алюминия высокой чистоты методом электролитического рафинирования образуются так называемые анодные осадки, в которых содержится 50-60% Al, 25-35% Cu, около 10% Fe и 5-10% Si. Эффективного способа переработки анодных осадков не существует. В структуре осадков содержится более 75 % тугоплавких интерметаллидных фаз. Размер интерметаллических частиц достигает сотен и тысяч микрометров. Обработкой в высокоэнергетической мельнице возможно добиться значительного измельчения таких частиц, что создаст предпосылки для высокого уровня жаропрочности и низкого уровня коэффициента термического расширения материала, полученного на основе осадка.

Сплав Al-25% Cu-10% Fe-10% Si, близкий по составу к анодным осадкам, получаемым на производстве, выплавляли в лабораторных условиях, отливали в стальные изложницы, полученные отливки имели размер: диаметр 50 мм, высота 250 мм. Перед обработкой в мельнице отливки раскалывали ударным воздействием до размера частей около 5-10 мм.

Механическое легирование 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 480 °С.

Расчет равновесных фазовых многокомпонентных диаграмм состояния проводили в программе TCW4 Thermocalc с использованием базы данных термодинамических характеристик фаз TTAL5.

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. Испытания на длительную твердость компактных образцов проводили на твердомере Бринелля с размещенной на нем печью электросопротивления. Температура испытания составляла 350±2 ⁰C. В качестве индентора использовали стальной шарик диаметром 10 мм. Образец под нагрузкой выдерживали 1 ч.

Исследования износостойкости компактных образцов по схеме «стержень-диск» проводились на приборе Tribometer, CSM Instr без смазки. Условия испытаний: контр-тело – стальной (100Сгб) шарик диаметром 3мм; нормальная нагрузка - 1 Н; радиус кольца износа – 8 мм; линейная скорость - 10 мм/сек; заданная длина пробега - 100 м.

Линейный коэффициент термического расширения (КТР) оценивали на дилатометре LINSEIS 76/1000. Измерения проводили в воздушной атмосфере в интервале температур 20-500 °C, со скоростью нагрева 10 К/мин.

В соответствии с рассчитанной равновесной диаграммой состояния в сплаве Al-25%Cu-10%Fe-10%Si помимо алюминиевого твердого раствора должны присутствовать следующие фазы: Si, CuAl₂ и Al₇Cu₂Fe. Однако анализ структуры и микрорентгеноспектральный анализ показали, что помимо этих фаз в структуре материала присутствуют крупные иглы фазы β-(AlFeSi), очевидно

нерастворившиеся в ходе перитектических реакций в условиях неравновесной кристаллизации (рис. 1 (а)).

После предварительного измельчения отливки материал был подвергнут обработке в планетарном активаторе в течение 1 – 6 ч. За это время все интерметаллические фазы измельчаются в сильнейшей степени и становятся практически не отличимыми от фона (рис. 6 (в)).

Консолидированные образцы материала на основе сплава Al-25%Cu-10%Fe-10%Si по своим свойствам превосходят традиционно используемый поршневой силумин AK12M2MrH по всему комплексу важнейших эксплуатационных свойств: по характеристике жаропрочности – более, чем в три раза, по уровню КТР – почти в два раза; по уровню износостойкости – на порядок (что в два раза больше уровня износостойкости одного из широко распространенных износостойких материалов бронзы БрАЖH10-4-4, см. табл. 1). Такой уровень свойств позволяет рассчитывать на использование этой композиции в качестве жаропрочного материала, работающего в условиях повышенного износа, например для деталей поршней двигателей внутреннего сгорания.



Рис. 1. Микроструктуры материала Al-25%Cu-10%Fe-10%Si: (а) после литья в изложницу; (б) после 1 ч обработки; (в) после 6 ч обработки в планетарном активаторе.

Таблица 1. Свойства консолидированных образцов материала Al-25%Cu-10%Fe-10%Si в сравнении со свойствами поршневого силумина AK12MMrH и износостойкой бронзы БрАЖH10-4-4.

Материал	Твердость HV	Длительная твердость HB ₁ ³⁵⁰	KTP·10 ⁶ , 1/K (20-200 ⁰ C)	KTP·10 ⁶ , 1/K (20-400 ⁰ C)	Износ образца, мм ³ /Н·м
KM (Al-25%Cu- 10%Fe-10%Si)	430±20	39±6	12,2	14,2	2,8.10-4
АК12М2МгН	120±5	12±2	21,0	23,0	6,4·10 ⁻³
БрАЖН10-4-4 (отжиг 730 ^о С, 3 ч)	200±5	-	-	-	5,16.10-4
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКЕРАМИКИ ПРИ УДАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В., Пасько Е.Г. Россия, Томский государственный университет, skrp@ftf.tsu.ru

INFLUENCE OF POROUS SUBSTRUCTURE ON STRAIN LOCALIZATION AT DYNAMIC LOADINGS Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Skripnyak V.V., Pasko E.G.

Russia, Tomsk State University, skrp@ftf.tsu.ru

Features of development of deformations on a meso-scale level at influence of submicrosecond shock pulses with amplitudes up to 10 GPa on porous ceramics were investigated by a computer simulation method. Laws of formation and movement of blocks in model structures of polycrystalline and submicrocrystalline Al_2O_3 and ZrO_2 -3mol. % Y_2O_3 ceramics were investigated.

It is known the fracture of oxide, boride and carbide constructional ceramics at dynamic loads is associated with the nucleation and growth of microcracks. Process of a fragmentation of ceramics in a failure zone is governed by laws of shift and rotation of the formed blocks parted by cracks and shear bands. It is essential, that the sizes of blocks surpass the average sizes of a grain.

At dynamic loads the formation of blocks and their movement occurs in essentially non-stationary and non-uniform field of stress. As a result, laws of ceramics fragmentation are differed at dynamic and quasi static loads. Presence of voids in initial structure of ceramics leads to increasing of heterogeneity of stress field and bring on localization of nonelastic deformation and formation of blocks at mesoscale level under loadings. Connected to presence of voids in structure of ceramic materials the macroscopic effect consists in decreasing effective strength characteristics such as the strength under compression, tension, and bending, the Hugoniot elastic limit, the spall strength.

The influence of porosity structure and shapes of voids on strain localization was investigated at a stage of formation of blocks. The two-level model was applied to the description of the mechanical response of representative volume of structured ceramics.

Методом компьютерного моделирования исследовались особенности развития деформаций на мезоскопическом уровне пористой нанокерамики Al₂O₃, ZrO₂-3mol/% Y₂O₃ при воздействии ударных импульсов субмикросекундной длительности с амплитудами до 10 ГПа. Процесс фрагментации нанокерамики в зоне разрушения определяется закономерностями сдвига и разворота образовавшихся блоков, разделенных трещинами и полосами микролокализованной сдвиговой деформации. Существенно, что размеры блоков превосходят средние размеры зерна. При динамическом нагружении формирование блоков и их движение происходит в нестационарном и неоднородном поле напряжений. Наличие в исходной структуре материалов пор способствует появлению неоднородности поля напряжений, вызывающего локализацию неупругих сдвигов и образование блоков.

В работе исследовано влияние структуры пористости и формы пор на развитие локализованных сдвигов на стадии формирования блоков. Для описания механического отклика структурированной керамики применялась двухуровневая модель.

Результаты моделирования показали, что в ударно-нагруженном материале вокруг пор формируется неоднородное поле напряжений.

Получено, что динамический предел упругости наноструктурной оксидной керамики зависит не только от интегральной пористости, но и соотношения размеров пор и размеров зерна. При одинаковой интегральной пористости, концентрация нанопор в области границ зерна вызывает снижение сдвиговой прочности оксидной керамики.

Обнаружено, что появление бимодального распределения массовой скорости на мезоскопическом уровне во фронте ударной волны предшествует зарождению микротрещин.

Появление бимодального распределения параметров течения во фронте волны объемного сжатия может быть интерпретировано как формирование диссипативной структуры в деформируемой керамике. При амплитудах ударного сжатия, превышающих удвоенную амплитуду упругого предвестника, образования диссипативных структур отмечено не было. Условия образования диссипативных структур и время их формирования в наноструктурной керамике с определенной структурой пористости зависят от амплитуды импульса нагружения.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УДАРНЫХ ВОЛН Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Скрипняк В.В. Россия, Томский государственный университет, skrp@ftf.tsu.ru

MECHANICAL BEHAVIOR OF NANOSTRUCTURED COMPOSITE MATERIALS AT SHOCK WAVE IMPACTS

> E.G. Skripnyak, V.A.Skripnyak, V.V. Skripnyak Russia, Tomsk State University, skrp@ftf.tsu.ru

The application of the composite materials combining high electroconductivity with strength characteristics is one of directions to increase of intensity of magnetic field pulse in technical devices. The required complex of properties can be received from nanostructured composite materials with a copper matrix.

The mechanical behavior of $Cu-Al_2O_3$, $Cu -TiB_2$, $Cu -CuO_2$ composites under impulse loadings with amplitudes up to 5 GPa was studied by computer simulation method. In this paper the model of mechanical behavior of composite materials with the copper matrix, strengthened by nanotubes, microfibres, and ceramic nanoparticles under intensive microsecond impulse impact is offered. Composite materials with three characteristic forms of inclusions and their concentration less than 50 % were considered.

In the frame of model's approach the relaxation of the shear stress is considered as result of structural transformations on micro- and mesoscale levels. Models of structures of nanocomposites were developed on basis of the data of microscopic researches. Models were used for research of deformation and fracture processes of nanostructured composite materials on mesoscale level.

Results of simulation testify that the Hugoniot elastic limit of nanostructured composites depends on concentration of strengthening inclusions and practically does not depend on their form.

The dynamic fracture of nanocomposites is preceded the inelastic strain localization and the formation of a block structure in a front of shock waves. The effective block size essentially exceeds the average size of inclusions and depends on shock wave amplitude.

Применение композиционных материалов, сочетающих высокую электропроводность с прочностными характеристиками, является одним из направлений повышения интенсивности импульсных магнитных полей в технических устройствах. Требуемый комплекс свойств может быть получен у наноструктурных композиционных материалов с металлической матрицей. Прогноз механического поведения подобных материалов в условиях импульсных воздействий осложняется недостаточным количеством экспериментальных данных и несовершенством теоретических моделей.

В данной работе предложена модель для описания механического поведения композитов с металлической матрицей, упрочненной частицами с размерами от 10 до 200 нм, при интенсивных импульсных воздействиях. Модель позволяет исследовать процессы деформации и развития повреждений на мезоскопическом уровне в наноструктурных композитах.

Моделировалось механическое поведение композитов Cu-Al₂O₃, Cu-TiB₂, Cu-CuO₂ при импульсных воздействиях интенсивностью до 5 ГПа. Структура материала задавалась в соответствии с данными микроскопических исследований. Рассмотрены системы с тремя характерными формами упрочняющих элементов и объемной концентрацией до 50 %.

Результаты моделирования свидетельствуют о том, что на величину предела упругости Гюгонио наноструктурных композитов существенно влияют характерные размеры и концентрация упрочняющих включений и слабо влияет их форма. Зарождению повреждений в нанокомпозите при динамическом нагружении предшествует развитие локализованной деформации, связанной с формированием блочных структур. Эффективный размер блока существенно превышает средний размер включений и зависит от амплитуды ударной волны.

Блочные мезоскопические структуры формируются в ограниченном диапазоне интенсивности нагружения. Обнаружено формирование блочных структур при нагружении ударными волнами с амплитудами, превышающими 1,2 σ_{HEL} (σ_{HEL} - амплитуда упругого предвестника). Блочные структуры не были обнаружены при амплитудах, превышающих ~3 σ_{HEL} .

Формирование блочных структур в ударной волне сопровождается появлением бимодальности в распределении параметров механического состояния (скорости материальных частиц, интенсивности напряжений, интенсивности деформаций) на мезоскопическом уровне.

ФОРМИРОВАНИЕ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ СОДЕРЖАЩИХ НЕОДНОРОДНЫЕ НАНО- И МИКРООБЛАСТИ Ушаков И.В.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина. ushakoviv@mail.ru

FORMATION OF SOLID MATERIALS PROPERTIES WITH INHOMOGENEOUS NANO- AND MICROAREAS

Ushakov I.V.

Features of selective laser treatment of defective nano- and microareas in materials characterized by different properties are discussed. Impulse laser radiation may selectively treat defective areas in materials characterized different optical and mechanical properties. Optimization of integral exploitation characteristics is possible by selective influence at defective nano- and microareas.

Существует много твердых материалов, оптические и механические свойства которых формируются неоднородными нано- и микро- размерными областями. К таким материалам относятся, например, элементы лазерной оптики, аморфно-нанокристаллические материалы. Оптимизировать характеристики таких материалов следует не столько путем воздействия на весь материал в целом, сколько избирательно воздействуя на локальные дефектные области, не изменяя при этом свойств окружающего материала. Для некоторых материалов избирательное воздействие может эффективно инициироваться лазерным излучением [1]. В прозрачных материалах возможно непосредственное воздействие лазерного излучения на дефектные области и материалах реализуется за счет инициирования последовательности процессов, зависящих от интенсивности и длительности воздействия лазерного излучения, результатом которых является преимущественная обработка неоднородных областей. В основе селективного управления состоянием дефектных нанообластей в различных материалах лежит возможность подбора параметров лазерной обработки. Таким образом, целью работы является изучение особенностей оптимизации свойств как прозрачных, так и непрозрачных материалов селективной обработкой дефектных областей лазерным излучением.

Исследования проводили на аморфно – нанокристаллических металлических сплавах (полученных контролируемой кристаллизацией из Co_{71,66}B_{4,73}Fe_{3,38}Cr_{3,14}Si_{17,09}, Co_{62,73}Fe_{3,07}Cr_{3,11}Si_{31,09}). В качестве оптически прозрачных материалов использовали щелочногалоидные кристаллы и кальцит с содержанием примесей от 10⁻² до 10⁻⁶ вес.%. Методика проведения механических испытаний лазернообработанных образцов аморфного и аморфно-нанокристаллического металлического сплава, а также методика определения особенностей поведения дефектов под действием лазерного излучения описана в работах [2-3]. Для проведения лазерной обработки образцов использовали следующие оптические квантовые генераторы: ELS-01, λ = 1064 нм, E_{имп} 50-100 мДж, τ ≈15-20 нс; ELS-03, λ =532 нм, E_{имп} ≈ 15 до 20 мДж, τ ≈15-20 нс; LS 2137, λ =1064 нм, E_{имп} ≈ 250 мДж, τ ≈ 0,5 – 15-17 нс.

Воздействие на прозрачный материал мощного лазерного излучения, как правило, сопровождается преимущественным выделением энергии на оптически «опасных» неоднородностях, то есть таких дефектных областях, которые представляют опасность для всего образца, подвергаемого воздействию лазерного излучения. Следовательно, при правильно выбранной схеме облучения образца лазерным излучением, можно добиться адресного воздействия излучения только на дефектные области, не влияя на остальной материал и не изменяя его свойств. Экспериментально установлено, что воздействие лазерного излучения с низкой плотностью мощности позволяет осуществить частичное залечивание свежих дефектов и уменьшение механических напряжений в их окрестности.

Основной целью селективной лазерной обработки является перевод оптически неоднородных областей в неопасное для используемого лазерного излучения состояние. Для достижения указанной цели инициируются процессы мягкого разрушения поглощающих включений, рассеяния поглощающих примесей, релаксации механических напряжений. Можно выделить общую схему избирательной лазерной обработки материала: после мощного лазерного импульса (энергия первого импульса Е₁≈0,1E_{пор}.) образец подвергали воздействию импульсного лазерного излучения при одновременной постоянной подсветке. Одновременно контролировали состояние облучаемого материала, и, соответственно меняли характеристики лазерного излучения.

В условиях реализации многократного «мягкого» оптического пробоя на поглощающем включении без формирования макроскопического разрушения, возможно повышение оптической прочности материала. Основной задачей указанной обработки является постепенное повышение энергии импульсов таким образом, чтобы реализовать «мягкое» разрушение поглощающего

включения с рассеянием поглощающих примесей и релаксацией механических напряжений за счет пластического деформирования.

Последовательное инициирование очагов микро- и наноразрушения и деформирования мощными импульсами лазерного излучения допороговой интенсивности с промежуточной обработкой импульсным лазерным излучением с низкой плотностью мощности и постоянной подсветкой позволяет ликвидировать снижающие оптическую и механическую прочность дефекты за счет их мягкого разрушения и перевода в неопасное состояние. Причем для щелочногалоидных кристаллов, деформирующихся трансляционным скольжением и не разлагающихся при нагреве эффективность лазерной обработки выше, чем для кальцита. Для щелочногалоидных кристаллов воздействие лазерного излучения с низкой плотностью мощности позволяет осуществить частичное залечивание свежих дефектов и уменьшение механических напряжений за счет обратимого движения дислокаций, их аннигиляции и соответствующего снижения общей плотности дислокаций в зоне обработки. Можно выделить следующий алгоритм проведения избирательной лазерной обработки материала: после мощного лазерного импульса образец подвергали воздействию импульсного лазерного излучения при одновременной постоянной подсветке. В следующем цикле увеличивали энергию импульсов. Осуществляли порядка 30 полных циклов обработки. Основной целью селективной лазерной обработки является перевод оптически неоднородных областей в неопасное для используемого лазерного излучения состояние. Для достижения указанной цели инициируются процессы мягкого разрушения поглощающих включений, рассеяния поглощающих примесей, релаксации механических напряжений и залечивания. В оптически совершенных кристаллах предельная оптическая прочность лимитируется нелинейными явлениями (например, самофокусированием), поэтому увеличение оптической прочности при указанной обработке наиболее существенно на материалах с содержанием примесей до $\approx 10^{-3}$ вес.%, когда удается повысить оптическую прочность материала в два - четыре раза.

В отличие от оптически прозрачных кристаллов, для аморфно – нанокристаллических металлических сплавов возможности селективной лазерной обработки ограничены достаточно тонким поверхностным слоем, в котором, в результате лазерного облучения дефектные области могут подвергнуться преимущественной обработке. В результате лазерной обработки поверхности непрозрачного материала возможно кратковременное резкое повышением температур, формирование шокового давления. В тонких лентах аморфно-нанокристаллических материалов удается подобрать такие параметры лазерной обработки, когда воздействие ударной волны при одновременном повышении температуры оказывает преимущественное воздействие на дефектные области. Принципиальный алгоритм лазерной обработки тонких образцов аморфно – нанокристаллического металлического сплава заключается в многократном повторении циклов обработки заключающихся в сканирующем облучении микрообластей на поверхностях образца, с повышением энергии импульсов, когда удается повысить пластические характеристики сплава в два- три раза. Можно выделить основные причины повышения пластических характеристик аморфно нанокристаллического металлического сплава в условиях лазерной обработки: аннигиляция концентраторов напряжений и зародышей разрушения; испарение поверхностного дефектного слоя под действием лазерной плазмы; создание локальных неоднородностей, препятствующих прямолинейному распространению трещин.

Таким образом, использование метода селективной лазерной обработки обеспечивает оптимизацию комплекса эксплуатационных свойств материалов характеризующихся различными механическими и оптическими свойствами, а также различным структурным состоянием. Обсужденный метод был использован при обработке материалов с различными физическими свойствами, а полученные экспериментальные результаты демонстрируют эффективность метода селективной лазерной обработки материалов, физические свойства которых определяются локальными дефектными областями нано- и микромасштабных размеров. Основной задачей селективной лазерной обработки является инициирование на лефектных областях последовательности процессов приводящих к переводу обрабатываемой области в «неопасное» для образца состояние с одновременной минимизацией воздействия на бездефектный материал.

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. Ушаков И.В. Деформирование и разрушение твердых прозрачных материалов, вызванное воздействием мощного лазерного излучения: Тамбов: Изд-во ТГУ им. Г.Р. Державина, 2006. 160 с.

3. 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.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ СВЕРХУПРУГИХ ТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ФУЛЛЕРЕНОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ Черногорова О.П.¹, Дроздова Е.И.¹, Овчинникова И.Н.¹, Никулин А.В.²

¹Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, Россия, e-mail: tchern@ultra.imet.ac.ru

²Учреждение Российской академии наук Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, г.Москва, Россия

DEFORMATION BEHAVIOR OF THE SUPERELASTIC HARD CARBON MATERIALS OBTAINED FROM FULLERENES UNDER PRESSURE

Chernogorova O.P.¹, Drozdova E.I.¹, Ovchinnikova I.N.¹, Nikulin A. V.² ¹Institution of Russian Academy of Sciences A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Materials Sciences RAS, Moscow, Russia, <u>tchern@ultra.imet.ac.ru</u>

²Institution of Russian Academy of Sciences A.Yu. Ishlinskiy Institute of Problems in Mechanics RAS, Moscow, Russia

Abstract. The amorphous carbon particles, which have been prepared from fullerenes (C60, fullerene soot extract) under pressure (3-5 GPa, 1200°C, 3 min), upon nano- micro- and macroindentation undergo generally elastic deformation (90-95%). The macroindentation of the particles at a load of up to 200 N results in weak plastic deformation. Such deformation behavior in the combination with a high universal hardness of up to 15 GPa (measured from the projection of the contact area under load) shows that such particles are advantageous for the reinforcement of wear resistant metallic composite materials.

Продукты превращения фуллеренов под давлением в зависимости от параметров синтеза демонстрируют широкий спектр структурных состояний и соответствующих им механических свойств. С точки зрения практического применения перспективными являются углеродные материалы, полученные при умеренных давлениях (≤5 ГПа, 1200°С, 3 мин) в виде частиц, армирующих металлические композиционные материалы (КМ). Эти частицы подвергнуты испытаниям на наноиндентирование под нагрузкой 0,02 H (Nanohardness Tester). микроиндентирование под нагрузкой до 2 Н (UMT-3MO и ПМТ-3) и макроиндентирование (твердомер по методу Викерса) под нагрузкой до 200 Н. Испытания на приборах Nanohardness tester и UMT-3MO производилась с записью кривых нагружения-разгружения. После микро- и макроиндентирования поверхность образца была исследована с помощью оптического микроскопа. После микроиндентирования было установлено полное отсутствие следов деформации на поверхности углеродных частиц. Кривые нагружения-разгружения при нано-И микроиндентировании демонстрируют очень небольшой гистерезис, в некоторых случаях эти кривые почти сливаются. Степень упругого восстановления при нано- и микроиндентировании углеродных частиц составляет 85-95%. Плошаль контакта индентора с поверхностью частицы под нагрузкой оценивалась при испытании на приборе ПМТ-3 по специально разработанному методу. Твердость углеродных частиц, измеренная по проекции площади контакта под нагрузкой (то есть, универсальная твердость, учитывающая упругую и пластическую деформацию) достигает 15 ГПа. Деформация при макроиндентировании ограничена областью контакта поверхности частицы с пирамидой при вдавливании и выражается в наличии слабых крестообразных вмятин от ребер пирамиды и небольших трещин, параллельных основанию пирамиды на участках, соответствующих граням пирамиды-индентора. На некоторых частицах трещины после индентирования не наблюдаются. Такое поведение частиц при индентировании показывает способность выдерживать высокие контактные нагрузки без большой остаточной деформации и без распространения разрушения за пределы области контакта. Восстановление формы поверхности после снятия нагрузки показывает перспективность использования твердых углеродных частиц, полученных из фуллеренов под умеренным (≤5 ГПа) давлением, а также КМ, армированных такими частицами, в качестве износостойких материалов.

IX. НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ (ВКЛЮЧАЯ БИОМЕДИЦИНСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛИМЕРЫ, ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ)

MECHANISMS OF SLOW STEPWISE CRACK PROPAGATION IN POLYMER BASED ON EPOXY RESIN

Gorenberg A.Ya., Gorenberg D.A., Timan S.A.

Russia, Semenov Institute of Chemical Physics, stiman@chph.ras.ru

The process of slow crack propagation was *in situ* investigated in amorphous polymer based on epoxy resin. Tensile specimens with edge cut were studied under creep in the camera of scanning electron microscope (SEM). The crack growth kinetics was measured. A succession alternation of the stages of arrest and rapid advance of the crack is observed in the time dependence of the crack velocity (Fig. 1).



The microfractographic investigation revealed irregularity of crack faces and blunting of its tip. This indicates on accumulation of residual deformations on the stages of crack arrest (Fig. 2).



FIG. 2. Development of plastic deformation in the tip of main crack.

Another detected mechanism of the energy dissipation consists in the formation of microscopic cracks ahead of the tip of main crack (Fig. 3).



FIG. 3. Fragments of the video recording of the process of main crack growth.

It is shown that a lot of microscopic cracks arise on the stage of acceleration of main crack, whereas at the stage of crack arrest the quantity of the new damages falls to low level (Fig. 4).

A 2D model of development of a system of cracks, periodically arranged in polymer, is proposed. Model is based on elasto-viscoplastic constitutive relations for large deformations and numerical calculation of condition of crack propagation on the basis of balance between energy release rate and crack growth resistance. Depending on the rate of tension four scenarios of cracks development are found: brittle, quasibrittle, ductile, and the regime, with which crack growth does not occur (Fig. 5).

From the point of view of the analysis of represented experimental data, meaningful result is the



possibility of arrest the extended crack due to the dissipation of applied work by the plastic flow (Fig. 6).

FIG. 4. Summary dependence of the number of microscopic cracks and speed of their accumulation in the time, increase in the length of main crack and rate of its increase.

Also it is shown the model is capable to describe experimentally observed phenomenon of brittle-ductile transition in polymer with the decrease of rate of drawing.

Moreover, since it was simulated the simultaneous development of the periodic system of defects, the discovered possibility of the stabilization of the system of cracks can serve as the explanation of the mechanism of the well known phenomenon of the formation of crazes in the polymers.



0

0.1

0.2

0.3

œ

FIG. 5. Dependences of relative length of main crack (a) and engineering stress (b) from the deformation, calculated with different strain rates: $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_b = 1$ (1); 0.15 (2); 0.1275 (3); 0.05 (4). $\dot{\epsilon}_b$ is a minimum value of drawing rate, which corresponds to brittle failure.





1. 2.

COMPOSITE POLYMERIC MATERIALS BASED ON UHMW-PE MODIFIED WITH PE-GRAFTING

¹Sompong Piriyayon, ^{1,2}Panin S.V., ²Ivanova L.R., ^{2,3}Kornienko L.A.

¹Tomsk Polytechnic University, Mechanical Engineering Faculty ²Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, svp@ispms.tsc.ru ³Russian Materials Science Center, Tomsk, Russia

UHMW-PE (Ultra High Molecular Weight Polyethylene) is expansive polymer with a number of unique properties but hardly bonding with any substances. One of perspective ways to bond UHMW-PE with filler is its grafting. There is one more interesting approach, when graft HDPE (High Density Polyethylene, which is for sure cheaper) is added to UHMW-PE in order to react both with latter and filler, since PE and UHMW-PE are both from chemistry structure of ethylene. In this paper we attempted to increase the compound ability of UHMW-PE for enhancing its wear resistance properties.

We employed HDPE powder chemically modified with Styrene Maleic Anhydride (HDPE-g-SMA) copolymer and its mixtures with UHMW-PE. Mixture was HDPE-g-SMA 1, 3, 5 and 10 wt%. Specimens were tested by Shore hardness and wear resistance by the "Block-on-Roller" technique.

The results of the hardness and wear resistance show that hardness decreases when volume fraction of HDPE-g-SMA is increased in the compound. However, in contrast with this result, wear resistances is increased when amount of HDPE-g-SMA in the compound is enlarged.

Polyethylene (PE) is one of the most widely used polymers. Since it does not include any polar group in its chain, many researchers try to mix other substance to PE in order to increase the strength properties and wear resistance. One of the techniques is chemical modification. By preparing PE mixtures with silane and further treatment at control temperature and pressure one can obtain silane grafted PE. This material allows to overcome successfully the problem on PE interfacial adhesion with other substance. In the literature there are number of reports on nylon/clay nanocomposites with excellent mechanic properties (for instance, developed by the Toyo group [1]).

We used the HDPE-g-silane by OLENTA (Russia). UHMW-PE was purchased from Ticona Corp. The molecular weight of UHMW-PE powder used makes 2.6×10^6 .

The graft copolymer (HDPE-g-silane) and UHMW-PE were mixed sintered in the mold by hot pressing at the temperature of 190°C and compression pressure of 10 MPa. Exposure time was 120 minute. Ingots were obtained in the form of plates of 8 mm thickness. The volume fraction of HDPE-g-silane was set as i) 0; ii) 1; iii) 3; iiii) 5 and iiiii) 10 wt% to give three materials denoted HDPEg 0, HDPEg 1, HDPEg 3, HDPE 5 and HDPEg 10.

The meter of rheological characteristics "Impulse-1R" was applied for testing and comparative analysis of physical-mechanical properties such as hardness (Shore A, IRHD ISO 48, ISO 1400). Specimen size made $50 \times 50 \times 8$ mm³.

Wear tests were run using "SMT-1" friction machine without lubrication according to the "block-on-roller" scheme (ASTM G77). Specimen size made $8 \times 8 \times 10$ mm³; the roller diameter is 62 mm; revolution rate is 100 rpm; and loading is 160 N. In doing so, two specimens were fixed in a holder . Images of friction track were investigated by shooting photographs between loadings by optical microscope "Carl Zeiss Stemi 2000–C" and measuring friction track area by software "Rhinoceros version 3".

HDPEg / UHMW-PE compound is formed by hot pressing in a mold. According to literature data the cross linking of both components may happen during sintering [2]



Figure 1. Hardness of the mixture.

Results on Shore A hardness measurement by "Impulse 1R" meter shown in Fig. 1 illustrates that the latter is decreased when volume fraction of HDPEg is increased. At HDPEg amount of 10 wt% it is less than 96, while for HDPEg 0, HDPEg 1, HDPEg 3 and HDPEg 5 one can not find substantial difference between their Shore A hardness.



Figure 2. Wear resistance of the mixture.

The wear resistance of compounds is increased when HDPE-g-silane is mixed with UHMW-PE. HDPEg 1 and HDPEg 5 has stable wearing at steady-state wearing stage t=50-180 min (fig. 2). One can distinguish two pronounced portions at wearing diagram of HDPEg 1, HDPEg 3 and HDPEg 10. But in fact, steady-state wearing starts after 50 min. of loading. In doing so, wear resistance of HDPEg 10 is several times higher in contrast with four other specimens.

During hot pressing of HDPE-g-UHMW-PE specimens it was found that flow ability of compound is increased when HDPE-g-silane is added to UHMW-PE. In doing so, HDPEg 10 has higher flow ability in contrast with HDPEg 1, HDPEg 3 and HDPEg 5, while the lowest flow ability is characteristic of HDPEg 0. The results obtained are promising if to think about changing the specimen forming process from hot press molding to injection molding. Next steps can be full filled to increase both strength, fracture toughness and wear resistance.

This research was performed within SB RAS 6.1.1 project.

References

- [1.] Wang H, Fang P, Chen Z, Wang S, Xu Y and Fang Z, Polymer Int. 57:50 (2008).
- [2.] Steven M. Kurt, The UHMW-PE handbook, Elsevier 2004, p 109.

ON THE GENERATION OF BULK STRAIN SOLITONS IN POLYMERIC NANOCOMPOSITES

Semenova I.V., Dreiden G.V., Samsonov A.M.

Ioffe Physical Technical Institute, St.Petersburg, Russia

Irina.Semen@mail.ioffe.ru

Our recent theoretical and experimental investigations demonstrated the physical possibility of generation and further propagation of bulk strain solitary waves in waveguides made of nonlinearly elastic materials. Strain soliton is a localized wave that can transport elastic energy for long distances without considerable losses. We have shown in experiments (see e.g.[1]), that such a wave indeed can propagate in a uniform waveguide for long distances keeping its shape nearly constant and having no long wave of opposite sign behind. The experimentally measured decay rate for strain solitons is 30-40 times lower than that for bulk linear waves. Figure 1 presents the typical holographic interferogram of the formed strain soliton in a polystyrene (PS) bar. Figure 2 shows transformations of soliton shape during its propagation in a lengthy PS bar.





Figure 1. Holographic interferogram of the strain soliton in the polystyrene (PS) bar, 10x10 mm in cross section.

Figure 2. Variation of strain soliton shape in the course of its propagation along the PS bar, at specified distances from the bar input.

The propagation of long nonlinear longitudinal bulk elastic waves in a uniform bar of rectangular cross section is governed by a doubly dispersive equation, written in the following dimensional form for a component $U_x = u$ of the gradient of the longitudinal displacement U, called a strain for brevity (see [2]):

$$u_{tt} - c^{2}u_{xx} = \left[\frac{\beta}{2\rho}u^{2} + \frac{2a^{2}v^{2}}{3}\left(u_{tt} - c_{1}^{2}u_{xx}\right)\right]_{xx}$$
(1)

Here *t* is time, *a* is the square side in a cross section, *c* and *c*₁ are the linear longitudinal and transversal sound velocities in a bar, respectively, ρ is the material density, $\beta \equiv 3E + 2l(1-2\nu)^3 + 4m(1+\nu)^2(1-2\nu) + 6n\nu^2$ is the nonlinearity coefficient, depending upon the Young's modulus *E*, and the Murnaghan's moduli (*l*,*m*,*n*) of the 3d order. Lower indices denote derivatives in time *t* and space variable *x*, which is determined along the rod axis. An explicit dependence of the wave type on the sign of the nonlinearity coefficient and the analysis allows to obtain the solitary wave solution to (1), having a well known bell-shaped form:

$$u = A \cosh^{-2} \left\{ \frac{1}{L(A)} \left[x \pm V(A) t \right] \right\}$$
(2)

DFMN-2009

- 587 -

along with the constraints for a solitary wave velocity V(A) and the pulse width L(A), under which it may exist:

$$V^{2} = c^{2} + \frac{A\beta}{3\rho}; \qquad L^{2} = \frac{8a^{2}v^{2}}{3} \left[1 + \frac{3E}{A\beta} \cdot \frac{1+2v}{2(1-v)} \right].$$
(3)

The amplitude and the width of the solitary wave depend on physical and geometrical properties of a waveguide.

In our previous research we used waveguides made of two polymeric materials having profound nonlineraly elastic properties – polystyrene (PS) and polymethylmethacrylate (PMMA). These materials are widely used as matrices for polymeric nanocomposite materials, with an addition of a wide range of fillers, such as carbon nanotubes, nanoclays, nanoparticles, nanoflakes etc. It is well known that these nanofillers can change drastically the resulting elastic characteristics of a nanocomposite material. Specific mechanical characteristics (Young's modulus, strength, toughness) of nanocomposites are noticeably higher than those of pure polymeric materials used as matrices. Mechanical properties of nanocomposites depend also upon the filler content as well as upon an adhesion of its particles to the matrix.

Thus, nanocomposites are materials where mean magnitudes of elastic characteristics differ considerably from those of pure polymers. However, for long waves (such as bulk strain solitons having the width of the order of tens of millimeters) a nanocomposite may be considered as a basic material but having some portion of defects of a negligible size. Recently we performed a research ([3]) on soliton behavior in layered PMMA waveguides bonded with two types of adhesives exhibiting quite different elastic characteristics: glassy ethyl cyanocrylate (CA) and polyurethane rubber (PU) adhesives. It was shown that even such *MACRO* defects as longitudinal layers of adhesive of a micrometer thickness do not cause abrupt changes of the soliton parameters. The decay rate of a longitudinal strain solitary wave propagating along a layered structure strongly depends on the type of an adhesive bonding between the layers. For two- and three-layered bars, the decay rate was considerably higher when layers were bonded by the PU-based adhesive, as compared to the case when layers were bonded using the CA-based adhesive. In the latter case, the decay rate was close to that in the uniform bar. Note that the lack of an adhesive (delamination) results in the soliton fission – formation of a soliton train from a single incident soliton ([4]).

The adhesion of filler components to the polymer matrix is of a crucial importance to mechanical behavior of a composite. It was demonstrated in numerous publications that poor adhesion may even cause degradation of mechanical properties of a composite compared to that of the pure polymer. Also it was recently shown that adhesion may be destroyed by a shock impact applied to the composite material. That prompts suggestion that a strain soliton of a sufficient amplitude may also become a source of such unwanted effects.

Thus the potential generation and subsequent behaviour of long nonlinear bulk strain solitary waves in polymeric nanocomposite materials are of a considerable interest both from a fundamental and applied points of view.

The paper presents first results on soliton generation in a bar made of PMMA/nanoclay composite.

References:

- 1. I.V.Semenova, G.V.Dreiden, A.M.Samsonov. "On nonlinear wave dissipation in polymers", *Proceedings SPIE*, 5880, 32-39, 2005.
- 2. Samsonov A.M. "Strain solitons in solids and how to construct them". Chapman&Hall/CRC Press, 248 pp., 2001.
- 3. G.V. Dreiden, K.R. Khusnutdinova, A.M. Samsonov, I.V. Semenova. "Comparison of the effect of cyanoacrylate- and polyurethane-based adhesives on a longitudinal strain solitary wave in layered PMMA waveguides". J. Appl. Phys. 104, 8, 2008.
- 4. G.V. Dreiden, K.R. Khusnutdinova, A.M. Samsonov, I.V. Semenova. "Splitting Induced Generation of Soliton Trains in Layered Waveguides". *PRL*, submitted.

INFLUENCE OF ADHESION STRENGTH ON MECHANICAL RESPONSE OF POLYMER COMPOSITES

Timan S.A.

Russia, Semenov Institute of Chemical Physics, e-mail: stiman@chph.ras.ru

The effective method of increasing the fracture energy of polymers is the introduction of elastomeric phase, which substantially reduces their elastic modulus. On the other hand, an increase in the stiffness of polymers during the addition in them of rigid dispersed filler is usually accompanied by the loss of plasticity of material. One of the widely discussed at present approaches of a simultaneous increase in the elastic module and fracture toughness of polymers is the use of rigid particles and the regulation of the level of interfacial interaction. The required level of adhesion must ensure, from one side, retention of connectedness between inclusions and matrix in the region of small deformations - for the realization of high elastic modulus of composite, and, from other side, debonding of particles at the stage of development of plastic deformation - for facilitating the dissipation of elastic energy.

The objective here is to study by numerical simulation the influence of adhesion strength and inclusion content on intrinsic deformation behavior and macroscopic mechanical response of a blend of polymer and rigid particles subjected to low-rate uniaxial tension. On the microstructure level a spatially periodic 2D representative volume element (RVE) with irregular arranged inclusions has been considered (Fig. 1a).





FIG. 1. Fields of displacement in the RVE under uniaxial tension of dispersed polymer, which contains 10% vol. rigid inclusions (are marked with black). Draw ratio is equal to 1 (unstrained material) (a), 1.16 (b). Debonding stress makes half of the yield stress of matrix polymer. Arose pores (exfoliated inclusions) are marked with white.

For a constitutive modeling, elasto-viscoplastic large-strain model for polymer matrix has been applied that reflects strain-rate dependence of yielding in polycrystalline polymer, intrinsic softening and strain hardening caused by orientation processes. Filler's particles were assumed to be elastic. Non-homogeneous stress-strained state in the RVE was calculated by using finite elements method for solution of corresponding continuum mechanics boundary-value problem. The adhesive failure was simulated on the basis of assumption, according to which rigid particle is substituted by pore (Fig. 1b), if average normal stress on particle-matrix boundary exceeds the prescribed value (debonding stress).

Figure 2 depicts the calculated true stress-strain diagrams of the dispersed filled (with the condition of ideal adhesion) and porous polymers. The initial slopes of curves and flow stress grow with an increase in the content of rigid inclusions and the decrease of porosity. This nature of the concentration dependences of Young's modulus and yield stress of porous polymers will be coordinated with experimental data and theoretical predictions.

Results of our simulation reveal a strong dependence of the flow and fracture properties of a dispersed polymer system from the level of interfacial interaction. Particularly, dependence of the yield stress of composite from the initial volume fraction of rigid inclusions becomes decreasing (Fig. 2a), in contrast to the case of ideal adhesion. The kinetics of debonding becomes less sharp with an increase in the initial content of rigid particles (Fig. 2b). Debonding of a fraction of rigid particles, which create the increased concentration of volumetric stresses, makes possible for material to switch over to quasihomogeneous shear flow (Fig. 4a). However, further growth of initial content of rigid filler involves strain localization and replacement of deformation mode (Fig. 4b), which, in turn, specifies the embrittlement of material.

Raising the level of adhesive interaction leads to an increase in the yield point of composite and smoother kinetics of debondiong, which will be agreed with the experimental observations.



FIG. 2. (a) True stress – strain tensile diagrams, calculated for matrix polymer (0) and for inhomogeneous systems, which contain 5 (5, 5'), 10 (10, 10'), 15 (15, 15'), 20 (20, 20') % vol. of rigid inclusions and voids, accordingly. Ideal adhesion is assumed. (b) Corresponding dependences of yield stress from the volume fraction of voids (bright markers) and rigid inclusions (dark markers).



FIG. 3. (a) True stress – strain diagrams. Thin and bold plots represent tensile diagrams of polymers filled by porous and by rigid particles, correspondingly. Debonding stress is equal to 10 MPa. The numbers indicate initial volume fractions of inclusions (in the percentages). (b) Deformation dependences of a fraction of debonded particles, which correspond to diagrams in the figure (a).



FIG. 4. Fields of displacement in the RVE under uniaxial tension of dispersed polymers, which contain 10 (a) and 20% vol. (a) of rigid inclusions (are marked with black). Macroscopic draw ratio and debonding stress are correspondingly equal to 1.2 and 10 MPa.

DFMN-2009

COMPOSITE POLYMERIC MATERIALS BASED ON UHMWPE MODIFIED WITH NANO-SIZED FILLERS

Wannasri S.¹, Panin S.V.^{1,2}, Ivanova L.R.², Kornienko L.A.^{2,3}, Tkachev A.G.⁴

¹Faculty of Mechanical Engineering, Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

²Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, Russia: svp@ispms.tsc.ru

³Russian Materials Science Center, Tomsk, Russia

⁴Tambov State Technical University, Tambov, Russia

Adding Carbon nanofibers (CNF) and aluminum oxides (Al_2O_3) in Ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) has an effect to change physical-mechanical properties, permolecular structure and wear resistance of UHMWPE. The optimum amount CNF and Al_2O_3 of 0.5% wt effect to decrease wear resistance of UHMWPE at stready state for 5 times of UHMWPE without any fillers.

UHMWPE is a promising polymeric material which may be used to replace metals in tribotechnical applications such as gears, bearings, and seals. It is also widely used in orthopedic surgery for joints replacement in orthopedic application due to its good process ability and very low friction coefficient. Traditionally, strength and wear resistance of polyolefin are increased by the addition of micron size reinforcement particles obtained from inorganic material. Recently, intensive investigations have been carried out to explore the possibility to add nano-sized fillers due to theirs redundant surface energy (they have very high surface energy). The small size of the filler particles can provide a very fine and uniform structure in the UHMWPE specimens. In this work, carbon nanofiber (CNF) and aluminum oxide (Al_2O_3) were employed to fill as reinforced particles.

UHMWPE powder with particle size of 50-70 µm (GUR by Ticona, Germany) was used for the specimen preparation. The molecular weight of the UHMWPE powder used is 2.6×10^6 g/mol. CNF in the form of multiwall nanotubes with external diameter of 10-60 nm, internal diameter of 10-20 nm and length of 2-3 μ m. Al₂O₃ in the form of powder with particle size average of 1 nm. CNF, Al₂O₃ and UHMWPE were mixed and were used to prepare test piece specimens by using a compression machine and, subsequently, a hot-pressing mould. The compression pressure was 10 MPa and the temperature was maintained at 190°C for 120 minutes. Specimens were cooled in the mould at a cooling rate of 3-4°C/min. The specimens shape was in the form of a rectangular prism $45 \times 50 \times 8 \text{ mm}^3$. Friction coefficient was measured using a pin-on-disk tribometer according to ASTM G99 and DIN 50324, with a fixed steel ball of 3 mm diameter positioned at the indenter tip. Viscoelasticity tests were performed by the means of a "Impulse-1R" machine [6]. The three point bending and compression tests were performed with the help of an electro-mechanical testing machine Instron -5582. The three point bending test was performed at a loading rate of 0.5 mm/min, while at the compression test it made 0.3 mm/min. Wear tests were performed using a "SMT-1" friction machine. Tests were run without lubrication according to ASTM G77. Specimens shape was in the form of a rectangular prism $7 \times 7 \times 10$ mm³, the roller diameter was 62 mm, the revolution rate was 100 rpm, and the applied loading was set to 160 N. Phase structure and crystallinity degree were investigated using an X-ray diffraction spectrometer Shimadzu XRD 6000. The analysis of permolecular structure was performed by mean of a scanning electron microscope (Phillips SEM-515) which imaged the UHMWPE specimen surface that was sprayed with silver where fracture occurred.

characteristic of UHM wPE was added with CNF					
Specimens.	Density (g/dm ³)	friction	Modulus of	Yield	
		coefficient	elasticity	strength, $\sigma_{0.2}$	
		(μ)	(MPa.)	(MPa.)	
UHMWPE	0.913	0.143	563.846	14.067	
0.01%CNF	0.933	0.127	617.465	14.933	
0.06%CNF	0.938	0.136	631.873	15.067	
0.1%CNF	0.942	0.140	-	15.267	
0.5%CNF	0.939	0.153	652.243	15.633	
1%CNF	0.946	0.159	660.764	16.107	
2%CNF	0.924	0.137	640.476	14.483	

Table 1. Physical mechanical properties and tribological characteristic of UHMWPE was added with CNE

Table2.	Physical	mechanical	properties	and	tribological
	character	istic of UHM	WPE was a	dded	with Al ₂ O ₂

characteristic of Offivity FE was added with Al ₂ O ₃						
	Density (g/dm ³)	friction	Modulus of	Yield		
Specimens.		coefficient	elasticity	strength, $\sigma_{0.2}$		
		(μ)	(MPa.)	(MPa.)		
UHMWPE	0.910	0.143	563.846	14.067		
0.5% Al ₂ O ₃	0.905	0.143	590.000	17.000		
1% Al ₂ O ₃	0.903	0.143	576.000	18.000		
2% Al ₂ O ₃	0.899	0.143	547.000	18.500		
5% Al ₂ O ₃	0.880	0.143	538.000	18.500		

Table 1 illustrates data on physical-mechanical properties of UHMWPE specimens were filled using CNF. It is seen that density, friction coefficient, modulus of elasticity and yield strength are gradually increased from 0.913 g/dm³, 143, 563.846 MPa and 14.067 MPa respectively at initial state to maximum of 0.946 g/dm³, 159, 660 MPa and 16.107 MPa at filled of 1%CNF and then slowly drop down to 0.924 g/dm³, 137, 640.476 MPa and 14.483 MPa with increasing of CNF. Table 2 illustrates data on physical-mechanical properties of UHMWPE specimens were filled using Al_2O_3 CNF. The density of all specimens were decreased by increasing of Al_2O_3 but yield strength was increased conversely. Al_2O_3 has no effect to change

DFMN-2009

friction coefficient. The modulus of elasticity is increased from from 563.846 MPa at initial state to maximum of 590 MPa at 0.5% Al₂O₃

The electron microscopic image of permolecular structures of specimens with different content of CNF and Al_2O_3 are presented in fig. 1. At initial state the structure is a manifest lamellar pattern look like characterized as having homogeneous character. After adding CNF and Al_2O_3 the permulecular structure pattern similar to one of the UHMWPE specimens without fillers (the appearance of the permolecular structure tends to look the same). On the other hand when the fraction of CNF and Al_2O_3 increase, the specimen structure is changed to be highly non-uniform.



Fig 1 Permolecular structure of hot compressed UHMWPE specimens: initial state (a), 1%CNF (b), 0.5% Al₂O₃ (c) and 5% Al₂O₃ (d) ×300

In the case of wear resistance testing, the increasing of CNF and Al_2O_3 has an effect to decrease wear track area of UHMWPE that shown in fig.2. The optimum amount CNF of 0.5% and Al_2O_3 of 0.5% has an effect to decrease wear track area at stready state to 5 times of UHMWPE without any fillers.



Figure 2. Intensity of wearing of UHMWPE+ CNF and Al₂O₃ specimens at initial state and after mechanical activation versus testing time.

The adding of CNF in UHMWPE gives rise to increase density, friction coefficient, modulus of elasticity and yield strength of all the specimens to maximum at 1% CNF and then slowly decrease. The increasing of Al_2O_3 in UHMWPE has an effect to decrease density but on the other hand it has an effect to increase yield strength. Moreover, Al_2O_3 has no an effect to change the friction coefficient of UHMWPE specimens. The increasing amount of CNF and Al_2O_3 has an effect to changed permolecular structure to be highly non-uniform. The optimum amount CNF of 0.5% and Al_2O_3 of 0.5% wt effect to decrease wear track area at stready state for 5 times of UHMWPE without any fillers.

Reference

1. Oklopkova A.A., Popov S.N., Sleptzova S.A., Petrova P.N., Avvakumov E.G. Polymer nanocomposites for tribotechnical applications. Structural chemistry, 45 (supplement), S169-S173: 2004.

2. Oklopkova A.A., Petrova P.N., Sleptzova S.A. and Gogoleva O.V. Polyolefin composites for tribotechnical application in friction unite of automobiles. Chemistry for sustainable development, 13, 793-799 : 2005.

3. Andreeva I.N., Veselovskaya E.V., Nalivaiko E.I., et al. Ultrahigh molecular weight polyethylene of high density. Leningrad: Izdatelstvo Khimia (Chemistry); 1982.

4. Kurtz S.M. The UHMWPE handbook. Elsevier: California, USA; 2004.

5. Yeong-Seok, Jeong-Wook A., Dong-Phil L. and Dae-Soon L. effect of carbon nanotube on tribological behavior of UHMWPE. Tribology letters, 16: 2004.

КИНЕТИКА ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ КРАХМАЛЬНЫХ ЗЕРЕН В ВОДНОЙ СРЕДЕ Аникин Я А., Носков А.В.

Россия, Учреждение Российской Академии наук Институт химии растворов РАН, г. Иваново avn@isc-ras.ru

KINETICS OF THE STARCH GRAINS DESTRUCTION IN WATER MEDIUM Anikin Ya.A., Noskov A.V.

It is carried out theoretical and experimental research of the starch grain evolution in water. It is shown, at a long time the radius of grain decreases with constant speed, and the gelled area thickness does not vary with time. Comparison of the obtained experimental data to simulation results proves validity, that evolution of the starch grain size in the water medium depend on both counteracting processes of swelling, owing to moisture absorption and the hard phase dissolution.

Крахмал заслуживает пристального внимания благодаря его широкому применению в различных сферах производства. Крахмал вносит значительный вклад в изменение структурных свойств многих пищевых продуктов и широко используется в промышленных приложениях как клеящий и загущающий компонент, коллоидный стабилизатор, желирующее средство, наполнитель, реагент равновесного влагопоглощения.

В настоящей работе проведено теоретическое и экспериментальное исследование эволюции зерен кукурузного крахмала в воде в условиях гидромеханического воздействия.

Будем предполагать, что зерно крахмала имеет сферическую форму. В ходе процесса происходит абсорбция воды, что приводит к разбуханию частицы. Противоположный эффект обусловлен вымыванием амилозы и соответствующим уменьшением массы твердой фазы (растворение).

В работе [1] проведено математическое моделирование процесса желатинизации (клейстеризации) и растворения зерна риса. При этом авторы исходили из уравнения нелинейной диффузии, закона Дарси для пористой среды и следующих упрощающих предположений:

- плотности воды и твердой фазы постоянны;

- на границе частица/жидкость сохраняется величина Φ - объёмная доля, занятая водой;

- в начальный момент времени вода однородно распределена внутри частицы.

В ходе процесса впитывания воды ее объёмная доля $\Phi(r, t)$ будет расти вплоть до достижения значения Φ_g , соответствующего состоянию желатинизации. При этом фронт желатинизации смещается от периферии к центру частицы.

В [1] показано, что величина $\Phi(r, t)$ подчиняется уравнению нелинейной диффузии с двумя движущимися границами, которое в условиях сферической симметрии имеет вид

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left[r^2 D(\Phi) \frac{\partial \Phi}{\partial r} \right]$$

где $D(\Phi)$ – коэффициент диффузии воды внутри зерна.

Решение этого уравнения позволяет рассчитать профиль влаги в зерне, а также получить соотношения, описывающие эволюцию фронта клейстеризации и размеров частицы.

Асимптотический анализ полученных решений показывает, что в изотермических условиях при больших временах радиус зерна уменьшается с постоянной скоростью, а толщина желатинизированной области не меняется.

Экспериментальная проверка модели проводилась на образцах кукурузного крахмала (ГОСТ 7697-82). Исследуемая водно-крахмальная суспензия подвергалась гидромеханической обработке в роторном аппарате пульсационного типа. Для оценки размеров крахмальных зерен в процессе их набухания использовался лазерный дифракционный анализатор размера частиц «Анализетте 22». Диапазон измерения прибора составлял (0,3 ÷ 300) мкм.



Рисунок. Изменение среднего размера частиц во времени при постоянной температуре (в нормализованных переменных)

Из рисунка видно, что в ходе процесса происходит уменьшение размера зерна, как и было предсказано при теоретическом рассмотрении.

Таким образом, сопоставление полученных экспериментальных данных с теоретическими представлениями подтверждает правомерность предположения, что эволюция размеров крахмального зерна в водной среде определяется противодействующими процессами набухания (вследствие впитывания влаги) и растворения твердой фазы.

Литература

1. M.J. Davey, K.A. Landman, M.J. McGuinness, H.N. Jin // Amer. Inst. Chem. Eng. (AIChE) J., March 2002.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЗАТРАТЫ ПРИ РАЗРУШЕНИИ КРАХМАЛЬНЫХ ЗЕРЕН В АППАРАТЕ ПУЛЬСАЦИОННОГО ТИПА

Аникин Я.А., Носков А.В.

Россия, Учреждение Российской Академии наук Институт химии растворов РАН, г. Иваново avn@isc-ras.ru

EXPENDITURE OF ELECTRIC POWER FOR THE STARCH GRAINS DESTRUCTION IN THE ROTOR PULSATING DEVICE Anikin Ya.A., Noskov A.V.

An expenditure of electric power was estimated for the hydromechanical processing of starch-water suspension in the rotor device by heating. It is determined, that a current of the electric motor decreases with temperature. The obtained results are caused by the antifrictional action of amylose, passed into solution.

Крахмал успешно закрепил своё первенство как клеящий агент в различных отраслях производства, несмотря на все его недостатки. Для получения клеёв в большинстве случаев используются модифицированные крахмалы, подвергнутые изменениям химическим способом. Зерна таких крахмалов разрушены, и при набухании частицы крахмала занимают меньший объем по отношению к общему объёму жидкости, нежели зерна нативного крахмала. Вязкость таких клеёв заметно ниже по сравнению с полученными из нативного крахмала.

Для приготовления крахмальных клеёв с максимальным сохранением структуры зерен без химического воздействия используют различные способы. В частности, комбинируя гидромеханическую обработку и нагрев водно-крахмальной суспензии в роторном аппарате.

Цель настоящей работы: выявить энергетические затраты при получении крахмальных клеёв в аппарате пульсационного типа, используемого как теплогенератор.

В качестве объекта исследования был выбран кукурузный крахмал (ГОСТ 7697-82). Водно - крахмальная суспензия объёмом 3000 мл³ подвергалась обработке в гомогенизаторе-диспергаторе YUMIX-3 с частотой вращения ротора 3000 с⁻¹. Производительность - 2-10 м³/час. Энергетические затраты определялись по методике [1].

В процессе обработки в аппарате при температурах 20÷60 ° С происходит набухание крахмальных зерен. При достижении температуры начала клейстеризации кукурузного крахмала (65÷70 ° С) заметны изменения свойств суспензии, проявляющиеся в снижении тока электродвигателя при неизменном внешнем напряжении. Амилоза зерен крахмала, перешедшая в суспензионную среду, действует как антифрикционный компонент раствора, что оказывает влияние на режим движения жидкости и энергопотребление аппарата.



Рис.1. Зависимость потребления тока электродвигателем от температуры и концентрации крахмальной суспензии , %:1-5, 2-7

По этой причине энергопотребление аппарата снижается с ростом температуры (Рис. 1).

Устойчивость зерен к температурным и механически воздействиям у разных сортов крахмала различна и даже в одном крахмале не все зерна имеют одинаковую устойчивость. Степень разрушения крахмальных зерен (рис. 2) зависит от длительности обработки и количества тепла, выделяемого в процессе механического трения жидкости, т.е. глубина их превращений является функцией времени и температуры.



Рис. 2 Зависимость степени разрушения крахмала от концентрации дисперсии

1. В.М.Червяков, В.Ф.Юдаев «Гидродинамические и кавитационные явления в роторных аппаратах». Москва: Машиностроение-1, 2007. – 128 с.

МАКРОХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПРИ РАЗЛИЧНОМ АРМИРОВАНИИ И МЕЖФАЗНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Люкшин П.А.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, anohina@sibmail.com

MACROCHARACTERISTICS OF POLYMER COMPOSITIONS UNDER VARIOUS REINFORCEMENTS AND INTERPHASE INTERACTION Anohina N.Yu., Bochkareva S.A., Lykshin B.A., Lykshin P.A.

Considering adhesion is important in determining macrocharacteristics of a composite. Therefore the direct problems in computer-aided design of polymer compositions have been solved taking into account interphase interaction in case of various radii of inclusions and degrees of filling. The calculation was carried out using the finite element method with the procedure of sequential loadings.

An increase in the degree of filling results in a decrease in the failure strain limit in tension, that is in good agreement with the deformation localization effect, and an increase in the elastic modulus but the strength of the material decreases. The data obtained have shown that the elastic modulus of the material as a whole decreases if the possibility of matrix separation from inclusions is assumed. It occurs because the stress level drops sharply (theoretically to zero) in the places where the separation happened.

Наличие прочной адгезионной связи на границе раздела матрица- включение для наполненных полимерных композиционных материалов обеспечивает получение материала с высокой прочностью. Поэтому учет адгезии важен при определении макрохарактеристик полимерных композитов.

Расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) представительного объема материала в виде матрицы с включениями при возможности нарушения сплошности на контактных границах представляется сложным в силу неопределенности зон, где происходит отрыв. Эти зоны должны определяться в процессе решения, а решение должно строиться с учетом ее наличия – в итоге решение задачи должно становиться результатом некоторого итерационного процесса. Применение процедуры последовательных нагружений делает возможным при анализе НДС расчетной области под действием последовательно нарастающей нагрузки на каждом следующем шаге использовать результаты решения на предыдущем, которые и определяют размеры и положение зоны отрыва.

Численная реализация таких задач осложняется тем, что появление разрушения и соответственно возникновение новых поверхностей нужно отразить конфигурацией конечно-элементной сетки, т.е. узлы, которые изначально были расположены по линии разрушения, должны «раздваиваться». В случае моделирования НДС матрицы с включением можно использовать то обстоятельство, что контактная граница всегда, как показывает опыт проведения расчетов, является зоной концентрации напряжений. Поэтому возможные разрушения в полимерном композите всегда будут возникать в первую очередь на границах матрица-включение. Именно на этих границах и вводятся двойные узлы.

На каждом шаге возрастающего нагружения в каждом двойном узле проверяется условие отрыва – оно считается выполненным, когда нормальное растягивающее напряжение на границе компонентов становится больше критического значения. В упругом приближении критическое значение по физическим соображениям меньше напряжения текучести для материала матрицы.

Расчетная область соответствует представительному объему (в плоском случае площади) полимерного композитного материала (ПКМ) с разной степенью наполнения (8%, 16%, 25%). Она представляет собой полимерную матрицу (сверхвысокомолекулярный полиэтилен), содержащую относительно жесткие дисперсные включения. Для получения эффективных свойств композиции проводится расчет НДС представительного объема при одноосном растяжении в вертикальном направлении.

На рис. 1 приведена конфигурация конечно-элементной сетки после выполнения на части контура, ограничивающего включение, условий отрыва. Решение построено в упругом приближении.



Рис. 1. Конфигурация конечно-элементной сетки при линейном деформировании с учетом возможности отрыва включения от матрицы

Для элемента компактной формы при растяжении его в вертикальном направлении разрушения начинаются на нижней и верхней гранях (в плоском случае на линиях контура). На остальных участках контура отслоение матрицы от включения не наблюдается, что вполне согласуется с проявлением известного эффекта Пуассона – при растяжении в одном направлении образец стремится сжаться в поперечном направлении, т.е. на этих участках контура напряжения являются сжимающими.

Расчет проводится методом конечных элементов в сочетании с процедурой последовательных нагружений. На каждом шаге нагружения проверяется условие появления отрыва в каждом «двойном» узле на границе матрица-включение, и в тех узлах, где выполнилось условие отрыва, они раздваиваются. Так же проверяется критерий прочности материала матрицы, и конечные точки на кривых указывают на разрушение композита.







Рис.3. Диаграмма деформация – напряжение с учетом отрыва при одинаковом радиусе включений с изменением степени наполнения

Увеличение степени наполнения приводит к уменьшению предельной деформации разрушения при растяжении, что вполне согласуется с эффектом локализации деформации, и к увеличению модуля упругости, при этом прочность материала уменьшается (рис. 3). Увеличение среднего радиуса включений приводит также к уменьшению предельной деформации, что связано с конечностью представительного объема, подвергаемого прочностному анализу, и к уменьшению модуля упругости и ,следовательно, к уменьшению прочности материала (рис. 2).

Из приведенных результатов следует, что при допущении возможности отрыва матрицы от включения уменьшается модуль упругости материала в целом (рис. 2). Это происходит из-за того, что в тех местах, где произошел отрыв, резко (теоретически до нуля) падает уровень напряжений.

Работа выполнена поддержки РФФИ в рамках проектов 08-01-00205-а, 09-08-00752-а.



ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛА В ХАРАКТЕРНЫХ ЗОНАХ СВАРНОГО СТЫКОВОГО СОЕДИНЕНИЯ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ

Бабенко Ф.И., Родионов А.К.

Россия. Институт проблем нефти и газа СО РАН e-mail: ailagr@mail.ru

STUDY OF FRACTURE TOUGNESS OF MATERIAL IN CHARACTERISTIC ZONES OF BUTT-FUSION WELDED JOINT OF POLYETHYLENE PIPE

Babenko F.I., Rodionov A.C.

Institute of problem of oil and gas of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, Yakutsk,

Russia

The results of samples having unilateral notch uniaxial testing at 213K showed that conditional critical coefficient of stress intensity (CSI) has minimum value in the fusion zone of the joint. The term conditional denominates nonstrict execution of recommendations of linear mechanics in the experimental conditions. Longevity tests showed that butt-fusion welded joint can cause degradation of a pipeline service life by 20÷40 percents.

Известно, что надежность пластмассовых, в частности полиэтиленовых (ПЭ), трубопроводов в решающей степени определяется надежностью сварных соединений (СС). При этом общепринятым ключевым параметром оценки долговечности элементов конструкции трубопровода (показателем долговечности) считается длительная прочность.

В настоящее время проблемы с оценкой длительной прочности ПЭ труб практически не существует. Иначе обстоит дело с прогнозированием длительной прочности СС. Она решается традиционным путем - введением коэффициента запаса прочности или альтернативным - прогнозированием показателей длительной прочности СС по результатам их кратковременных испытаний на прочность. Актуальность проблемы обусловлена необходимостью оперативного контроля качества СС, в том числе отработке оптимальных режимов сварки, включая сварку при низких температурах.

Принципиальная трудность задачи состоит в том, что образец необходимо разрушить в области СС. Такое разрушение происходит в испытаниях на длительную прочность. В испытаниях на кратковременную прочность образец разрушается вне области СС.

Испытания проводились на стандартных образцах-лопатках со сварным соединением, со снятым гратом (по 5 образцов на каждый уровень нагрузки). Предварительно, для конкретизации местоположения плоскости разрыва образцов, были определены три характерные зоны сварного стыкового соединения (ССС), см. рисунок. Зона плавления (Z_n), зона термического влияния (Z_r) и зона основного материала (Z>Z_r). Граница зоны плавления Z_n определена визуально (~1,2 мм), граница зоны термического влияния - с помощью тепловизора в момент формирования ССС (~5 мм).

В ускоренном эксперименте на длительную прочность при растяжении образцов-лопаток из трубного материала ПЭ63 при температуре испытаний +80° С, нагрузке 2÷4 МПа и времени наблюдения более 16000 часов удалось, в отличии от кратковременных испытаний на прочность, разрушить часть образцов в области СС. Образцы разрушались в зоне плавления и в зоне основного материала. Причем, доля образцов, разрушенных в зоне плавления, возрастает при переходе от области вязкого к области хрупкого разрушения материала от 50% до 80%. При этом долговечность уменьшается на 20-40%. В испытаниях на кратковременную прочность разрушений образцов в зоне плавления зафиксировано не было.

Локализация местоположения плоскости разрыва в основном материале трубы, вне области CC, исключают всякую количественную информацию о прочности (надежности) CCC и делает невозможным даже саму постановку задачи о поиске связи показателей кратковременной и длительной прочности CC. В связи с вышеизложенным были проведены испытания образцов CC с острым надрезом в характерных зонах: плавления и основного материала.

Испытания на кратковременную прочность при растяжении образцов СС со снятым гратом (по 4 образца с надрезом в двух характерных зонах) проведены при температуре -60° С и скорости подвижной траверсы испытательной машины 100 мм/мин. Размеры образцов-полосок: 6,56х16,5х120 мм. Надрезы, глубиной 5,8 мм, заострялись лезвием бритвы. Используя известные соотношения линейной механики разрушения (ЛМР) и данные экспериментов рассчитывали значения "условного" критического коэффициента интенсивности напряжений (КИН). Термин "условный" обозначает не строгое выполнение необходимых требований ЛМР в условиях

эксперимента. Результаты, представленные на рисунке, показывают, что условный критический коэффициент интенсивности напряжений (трещиностойкость) образца СС, имеет минимальное значение в зоне плавления СС, что и объясняет преимущественную локализацию разрушения образцов в этой зоне в испытаниях на длительную прочность.

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать следующее заключение. Длительная прочность ССС (а значит и трубопровода в целом) зависит от свойств материала зоны плавления ССС и, по-видимому, определяется трещиностойкостью (требует дальнейших исследований). При этом, трещиностойкость материала в зоне плавления ССС может служить показателем качества (надежности) сварного соединения.



ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ПРОЧНОСТИ МОДЕЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ АРМИРОВАННЫХ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ Бабенко Ф.И., Федоров Ю.Ю.

Россия, Институт проблем нефти и газа CO PAH, г.Якутск, yuristan@yandex.ru

TEMPERATURE DEPENDENCES OF SHORT-TERM STRENGTH OF MODEL SPECIMENS OF THE REINFORCED POLYETHYLENE PIPES Babenko F.I., Fedorov Y.Y.

The defining role structurally-technology factor in a securing of applicability of the reinforced polymeric pipes for a construction of pipelines in conditions of a cold climate is revealed. It is set, that the intrinsic technological layer tying reinforcing filaments and providing a constructive tie between external and intrinsic polymeric layers, can be the initiator of brittle failure of a pipe at temperatures below -15°C. In pipes with other constructive resolving exclusively ductile fracture in all range of climatic temperatures is observed. The analysis of the mechanism fracture of model specimens is conducted.

Для увеличения рабочего давления пластмассовых трубопроводов в настоящее время начали применять многослойные армированные трубы на основе современных марок полиэтиленов (АПТ). В настоящее время основными производителями АПТ в России являются ООО «Технология композитов» г. Пермь и ОАО «Запсибтехнология» г. Тюмень. Трубы имеют отличительные конструктивно-технологические особенности. В случае АПТ производства «Технология композитов», армирующий каркас из высокопрочных синтетических нитей наматывается непосредственно на трубу из ПЭ80 (внутренний слой АПТ). Затем, также экструзионным методом, формируется внешний слой АПТ. Трубы производства «Запсибтехнология» состоят из трех слоев: внутреннего и внешнего из полиэтилена ПЭ80 и внутреннего – технологического, представляющего собой слой полиэтилена низкой плотности (ПНП) либо севилена, усиленный каркасом из высокопрочных синтетических нитей. Таким образом, в первом случае связь между внутренним и внешним слоями АПТ формируется при экструзии внешнего слоя на предварительно нагретый внутренний слой в промежутках между армирующими нитями. Во втором – связь между слоями АПТ обеспечивается адгезионным взаимодействием на границе раздела слоев с технологическим слоем.

Оценка несущей способности АПТ в условиях холодного климата проведена при квазистатических испытаниях на растяжение в диапазоне климатических температур модельных образцов-лопаток, вырезанных из армированных полиэтиленовых труб (Ø140мм). Образцы соответствуют ГОСТ 11262-80, тип 2, скорость движения захватов машины 25 мм/мин. Результаты экспериментов - приведены на рис. 1а и 1б.

Как следует из рис.1а разрушение модельных образцов АПТ без внутреннего технологического слоя происходит вязко во всем температурном диапазоне. Вязкие разрушения модельных образцов характеризуются развитием необратимой деформации (переход в шейку и дальнейшее удлинение) раздельно в двух слоях: в поверхностном и внутреннем. На диаграммах растяжения (σ - ε) момент разрыва первой шейки отмечается явно выраженной «ступенькой», которая отсутствует на диаграммах растяжения гомогенных образцов.

Для модельных образцов АПТ с внутренним технологическим слоем на температурной зависимости прочности, в диапазоне температур -10 ÷ -15°С, выявлен вязко-хрупкий переход (ВХП), рис.16. При температуре испытаний Т>Т(ВХП), процессы деформирования во внешнем и внутреннем слоях модельных образцов АПТ происходят «раздельно» (условно не зависимы), что выражается в неодновременном переходе слоев в стадии потери устойчивости (шейкообразования) и разрушения. При Т≤Т(ВХП) часть образцов разрушается хрупко, часть - вязко, успевая образовать шейку.



INSTRON «Разницу можно измерить»

D

б)

Рис 1. Деформационно-прочностные диаграммы, условные схемы образцов АПТ и температурные зависимости относительной деформации разрыва внешнего слоя трубы: а) без внутреннего технологического слоя; б) с внутренним технологическим слоем, где: 1- 20°С; 2, 2'- 15°С; 3, 3'- -60°С; 1, 2 и 3 – вязкий характер разрушения, 2' и 3' - хрупкий характер разрушения.

Наблюдаемый механизм разрушения заключается в растрескивании технологического слоя (либо границы раздела), адгезионно связанного с внутренним и внешним слоями АПТ. Переход от вязкого разрушения к хрупкому определяется ВХП в механизме разрушения полимерных (ПЭ80) слоев АПТ, а именно переходом в состояние плоской деформации в вершине разрушающей трещины. Подобные эффекты для полиэтиленов наблюдались и интерпретированы нами ранее, см., например, Ф.И. Бабенко и др. «Температурные зависимости прочности неоднородно стареющих полимерных и композитных материалов», Механика композитных материалов, 1987, №2.

Таким образом, выявлена определяющая роль конструктивно-технологического фактора в обеспечении применимости армированных полимерных труб для сооружения трубопроводов в условиях холодного климата. Установлено, что внутренний технологический слой, связывающий армирующие нити и обеспечивающий конструктивную связь между внешним и внутренним полимерными слоями, может являться инициатором хрупкого разрушения трубы при температурах ниже -15°C. В трубах с иным конструктивным решением наблюдается исключительно вязкий характер разрушения во всем диапазоне климатических температур.

Природа трещинообразования, развивающегося в АПТ с технологическом слоем, требует специального исследования, без которого в настоящий момент невозможно убедительно интерпретировать случайный характер проявления вязко-хрупкого перехода в механизме разрушения модельного образца АПТ. В работе проведен анализ возможных механизмов, включая эффекты расслоения по границе раздела.

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ДИСПЕРСНО-АРМИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО КЛИМАТА Бабенко Ф.И., Сухов А.А.

Россия, Институт проблем нефти и газа СО РАН, yuristan@yandex.ru

Strength and Fracture toughness dispersed-Reinforced Thermoplastics in cold climates Babenko F.I., Sukhov A.A.

The importance of a component of forces of friction on exfoliated sites of fibres for the materials damaged by ageing in low temperatures tests for durability is experimentally confirmed. It is shown, that the critical coefficient of stress intensity at uniaxial elongation of the materials dispersed-reinforced by a short fibre can be informative control parameter of adhesive interaction a fibre-matrix.

Необходимым этапом решением задачи прогнозирования изменения прочностных свойств материалов при старении является изучение и моделирование механизмов развития поврежденности. В работе обсуждаются результаты исследования кратковременной прочности при растяжении и механизм разрушения образцов хаотически армированного коротким стекловолокном полиамида марки ПА6-211ДС и поликарбоната при воздействии факторов холодного климата.

В температурном диапазоне 20÷-60°С определены показатели прочности и трещиностойкости материалов после 3-х лет экспозиции в условиях холодного климата. Адгезионное взаимодействие волокно-матрица контролировалась методами дилатометрии и электронной сканирующей микроскопии поверхностей изломов образцов. Обнаружена корреляция в изменении (снижении) предела прочности и показателя трещиностойкости – условного критического коэффициента интенсивности напряжений (КИН) – К_{IC}, с увеличением продолжительности старения.

Показано, что изменения показателей прочности и трещиностойкости при старении материала сопровождаются соответствующими изменениями дилатометрических кривых, которые, с учетом данных фрактографических исследований, подтверждают эффект ослабления адгезионного взаимодействия между волокном и связующим и объясняют причину увеличения деформативности состаренных образцов ПА6-211ДС при увеличении сроков экспозиции.

На основании известной билинейной модели Аутвотера предложена структурнофеноменологическая модель первого приближения для прогнозирования прочности при старении дисперсно-армированных короткими волокнами материалов. При этом:

- экспериментально подтверждена значимость составляющей сил трения на отслоившихся участках волокон для поврежденных старением материалов в низкотемпературных испытаниях на прочность.

- показано, что критический КИН при одноосном растяжении дисперсно-армированных коротким волокном материалов может служить информативным контрольным параметром адгезионного взаимодействия волокно-матрица.

INSTRON «Разницу можно измерить» ВЛИЯНИЕ γ-РАДИАЦИИ НА СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИОЛЕФИНОВ Белов Г.П., Смирнов Ю.Н., Аллаяров С.Р., Лесничая В.А. Россия, Институт проблем химической физики РАН, *e-mail: gbelov@cat.icp.ac.ru*

THE INFLUENCE OF γ-RADIATION ON THE PROPERTIES POLYOLEFINE PRODUCTS Belov G.P., Smirnov Yu.N., Allayarov S.R. Lesnichaya V.A.

The report will discuss the effects of different doses of γ -radiation on the physicochemical and physico-mechanical properties of PE, UHMPE and thermoplastic glass composites based on polyolefin matrices (polyethylene and polypropylene).

Среди производимых в мире полимеризационных пластиков полиэтилен (ПЭ) по объему производства занимает первое место. Обусловлено это тем, что изделия из него обладают разнообразной прочностью и эластичностью, неизменной стойкостью к агрессивным средам, к радиации, нетоксичны, экологически безвредны, работоспособны в широком интервале температур, включая криогенный, где до него могли работать изделия только из натуральных материалов.

ПЭ может быть получен полимеризацией этилена при высоком давлении (ПЭВД) (100–400 МПа) и температуре 200–320°С с помощью радикальных инициаторов, при среднем давлении (ПЭСД) (3-6 МПа) и температуре 130-170°С и при низком давлении (ПЭНД) (0,2–6 МПа) и температуре 70–150°С с помощью комплексных металлорганических катализаторов. В последнем случае можно получать полимер с ММ от десятков тысяч до миллионов г/моль и плотностью от 0,90 до 0,97 г/см³ (т.н. сверхвысокомолекулярного полиэтилена – СВМПЭ).

Впервые СВМПЭ в опытных масштабах начали применять в текстильной промышленности для изготовления ткацких гонков, которые по износостойкости в несколько раз превосходили гонки, изготовленные из других полимеров, в том числе – из натуральной кожи.

В настоящее время СВМПЭ находит широкое применение в различных отраслях промышленности: химической (пористые фильтры, облицовка, футеровка трубопроводов, емкостей, аппаратов); машиностроительной (втулки, вкладыши, шестеренки, прокладки, подшипники, зубчатые колеса); электротехнической (оболочки кабеля, изоляторы, опоры, подвески кабелей); медицинской (эндопротезы, ортопедические изделия); горно-рудной (облицовка бункеров, контейнеров, желобов, где важна абразивостойкость используемого материала), в высоковольтных изоляторах при электроискровом взрывном бурении скважин, в авиационной и промышленности спортивного инвентаря, а также в производстве индивидуальной бронезащиты.

Прочностные свойства полиолефинов и термопластичных композитов, подвергнутых радиации, в основном, могут определяться четырьмя одновременно протекающими процессами:

- деструкцией полимерных цепей матрицы под действием первично образуемых радикалов;

- сшивкой полимерных цепей за счет реакций передачи цепи и рекомбинации полимерных радикалов;

- прививкой полимерных цепей матрицы к поверхности армирующих волокон за счет реакции обрыва цепи на поверхности волокон;

- радиационным повреждением самих армирующих волокон.

В докладе будут обсуждено влияние различных доз γ-облучения на физико- химические и физико-механические свойства ПЭ, СВМПЭ и термопластичных стеклокомпозитов на основе полиолефиновых матриц (полиэтилена и полипропилена).

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы ОХНМ РАН № 2 «Создание новых металлических, керамических, стекло-, полимерных и композиционных материалов»

СТРУКТУРНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОЛИАМИДА, ОСНОВАННАЯ НА НОВЫХ МЕТОДАХ ТВЕРДОФАЗНОЙ ЭКСТРУЗИИ Белошенко В.А., Возняк А.В, Возняк Ю.В.

Украина, Донецкий физико-технический институт имени А.А. Галкина НАН Украины, bel@hpress.fti.ac.donetsk.ua

STRUCTURE MODIFICATION OF POLYAMIDE BASED ON NEW METHODS OF SOLID-PHASE EXTRUSION

Beloshenko V.A., Voznyak A.V., Voznyak Yu.V.

Potentialities of the combined deformation, including alternating die extrusion and equal-channel multi angular extrusion for structural modification of crystallizing polymers have been investigated on the example of polyamide-6. It is shown that production of polymers billets by the mentioned methods results in typical changes in the behavior of microhardness and density.

Твердофазная переработка полимеров включает множество методов, основанных на пластической деформации, в большинстве случаев направленных на создание высокоориентированного состояния [1]. К ним относится твердофазная экструзия (плунжерная и гидростатическая), традиционная реализация которой предусматривает выдавливание полимера через коническую или щелевую матрицу и сопровождается изменением формы и размеров исходной заготовки [1,2]. В последние годы значительный интерес вызывают методы твердофазной экструзии, основанные на простом сдвиге, в частности, равноканальная многоугловая экструзия (РКМУЭ) [3,4]. В отличие от традиционных методов твердофазной экструзии, они не приводят к изменению геометрии полимерных заготовок и вместе с тем благоприятно влияют на их физико-механические свойства.

В настоящей работе изучены возможности применения комбинированной деформации, включающей экструзию через фильеру (рис.1а) и РКМУЭ (рис.1б) в различной последовательности, для структурной модификации полиамида. Экструзию через фильеру осуществляли при экструзионном отношении $R = D^2/d^2 = 2$, где D – диаметр контейнера, d – диаметр фильеры. РКМУЭ реализовывали при интенсивности деформации $\Delta\Gamma_1 = 0,54$ и величине накопленной деформации $\varepsilon = 4,0$ ($\Delta\Gamma_i = 2ctg\Theta_i$, $\varepsilon = 2N\sum_{i=1}^n \frac{ctg\Theta_i}{\sqrt{3}}$, где Θ_i - угол пересечения каналов, n - число

углов пересечения каналов, *N* - количество циклов экструзии). В качестве объекта исследования выбран полиамид – 6 (ПА-6). Образцы необходимого размера (диаметр 15 мм, длина 50 мм (РКМУЭ – экструзия через фильеру); диаметр 21 мм, длина 25 мм (экструзия через фильеру – РКМУЭ)



Рис.1 Схемы процесса твердофазной экструзии: *а* – экструзия через фильеру, *б* – РКМУЭ. *1* – контейнер, *2* – пуансон, *3* – полимерная заготовка.

получали механической обработкой промышленных продуктов. Скорость экструзии – 0,6·10⁻³м/с, температура экструзии – 150⁰С. Измерение микротвердости *H* осуществляли на приборе ПМТ-3; плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания, используя весы серии AX200 фирмы Shimadzu.

Показано, что применение обсуждаемых вариантов приводит к существенному твердофазной экструзии увеличению *H*, при этом наблюдается анизотропия в ее формированием распределении, связанная с Средняя величина ориентированной структуры. микротвердости в продольном сечении H^{\parallel} выше, чем в поперечном H^{\perp} (рис.2). При использованных в работе параметров процессов, РКМУЭ по сравнению с экструзией через фильеру обеспечивает меньшую анизотропию Н. Комбинированная деформация приводит к дальнейшему увеличению H^{\parallel} , более интенсивному в случае схемы "экструзия через фильеру – РКМУЭ". Величина H^{\perp} зависит

от варианта комбинированной деформации: схема "экструзия через фильеру – РКМУЭ" обусловливает рост H^{\perp} , схема "РКМУЭ – экструзия через фильеру" – падение H^{\perp} .



Рис.2 Диаграммы микротвердости, измеренной в поперечном (а) и продольном (б) сечениях ПА-6. *1* – экструзия через фильеру, *2* – РКМУЭ, *3* – РКМУЭ – экструзия через фильеру, *4* – экструзия через фильеру – РКМУЭ. Пунктиром показана микротвердость исходных образцов.

В таблице приведены результаты исследований зависимости величины фильерного разбухания ψ

от схемы твердофазной экструзии. $\psi = \frac{(d_{g})^2 - (d_{\phi})^2}{(d_{g})^2 - (d_{\phi})^2} \cdot 100\%$, где d_{g} – диаметр экструдата, d_{ϕ} –

диаметр фильеры, d_3 – диаметр заготовки. Видно, что в случае РКМУЭ или комбинированной деформации "экструзия через фильеру – РКМУЭ" разбухания экструдатов не наблюдается. Результаты измерения плотности экструдатов коррелируют с данными по микротвердости: с увеличением микротвердости наблюдается рост плотности.

Влияние схемы твердофазной экструзии на величину фильерного разбухания

	Схема твердофазной экструзии				
	экструзия через фильеру	РКМУЭ	РКМУЭ – экструзия через фильеру	экструзия через фильеру – РКМУЭ	
ψ,%	22,2	0	16,0	0	

Таким образом, результаты настоящих исследований показывают, что предложенные новые методы твердофазной экструзии являются эффективными методами структурной модификации полимеров, позволяющими управлять прочностными характеристиками в различных сечениях экструдатов.

1. Solid phase processing of polymers / Eds. I.M. Ward, P.D. Coates, M.M. Dumoulin. Munich: Hanser Publishers, 2000. 408p.

2. Beygelzimer Ya.E., Beloshenko V.A. Solid state extrusion. In:Encyclopedia of Polymer Science and Technology. Ed. Kroschwitz J.I. Hoboken, New Jersey: Wiley; 2004. 850.

- 3. J. Ma, G.P. Simon, G.H. Edward. // Macromolecules 2008; **41**. P. 409 420.
- 4. Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Возняк А.В., Возняк Ю.В. // ДАН. 2009. 426, №1. С.56-58.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ПЛЕНОК ПОЛИМЕР-НЕОРГАНИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИЦИЙ В ОБЛАСТИ МАЛЫХ ДЕФОРМАЦИЙ Гофман И.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт высокомолекулярных соединений РАН, Санкт-Петербург, e-mail: gofman@imc.macro.ru

PECULIARITIES OF MECHANICAL BEHAVIOR OF POLYMER-INORGANIC NANOCOMPOSITE FILMS AT LOW DEFORMATIONS Iosif V. Gofman Russia, Institute of macromolecular compounds, Russian academy of sciences, Russia, St.-Petersburg, e-mail: gofman@imc.macro.ru

The deformational behavior in the small deformations region (up to the yield point) are studied of nanocomposite films based on the polymers of different classes and different types of nanoparticles of layered or cylindrical geometry. The dependencies of the extent of nonlinearity of the stress-strain curves of nanocomposite films and of the characteristics of the yield point upon the concentration of the nanoparticles are evidenced. The relations are discussed between the described effects and the reorganizations of the interchain bonds system in the nanocomposite materials along with the rise of nanoparticles concentration.

Рассмотрены особенности механического поведения пленок нанокомпозиций на основе полимеров разных классов – полигетероариленов, полисахаридов (хитозан и эфиры целлюлозы), полиуретанов, и наночастиц осевой и цилиндрической геометрии (монтмориллонит, углеродные нановолокна и наноконусы, гидросиликатные нанотрубки) при растяжении в области до предела пластичности. Изучено влияние типа и концентрации наночастиц на нелинейность деформационного поведения нанокомпозиционных пленок при малых деформациях и на положение предела пластичности на деформационных кривых. Обсуждается связь наблюдаемых эффектов с перестройками системы межмолекулярных связей в нанокомпозиционном материале по мере роста концентрации наночастиц.

АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГИДРОГЕЛЕЙ А ОСНОВЕ БАКТЕРИАЛЬНОЙ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ И ПОЛИАКРИЛАМИДА Гофман И.В., Буянов А.Л., Хрипунов А.К., Ревельская Л.Г.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт высокомолекулярных соединений РАН, Санкт-Петербург, e-mail: gofman@imc.macro.ru

ANISOTROPIC MECHANICAL BEHAVIOR OF COMPOSITE BACTERIAL CELLULOSE-POLYACRYLAMIDE HYDROGELS

I.V. Gofman, A.L. Buyanov, L.G. Revelskaya, and A.K. Khripunov Institute of Macromolecular Compounds, Russian Academy of Sciences, Russia, St.-Petersburg, e-mail gofman@imc.macro.ru

Bacterial cellulose-polyacrylamide (BC-PAAm) composite hydrogels are prepared by synthesis of PAAm networks inside the BC matrices. The behavior of these gels was studied under compressive deformation conditions. The dependences of the hydrogels' properties on the BC matrix preparation conditions, gel synthesis conditions and the BC content in hydrogel compositions are studied. The hydrogels exhibit substantial anisotropy of their mechanical properties apparent in different shapes of compression stress-strain curves of samples cut out from the gel plates in various directions. The effects described were related to the unusual tunnel-like morphology of the BC matrices.

поведения особенности деформационного режиме Исследованы В одноосного сжатия композиционных гидрогелей, полученных путем синтеза полиакриламида в присутствии сшивающего агента внутри слоя набухшей бактериальной целлюлозы (БЦ), использованной в качестве матричного полимера. Зарегистрирована выраженная анизотропия механического поведения - различия в свойствах образцов геля при сжатии их в двух направлениях: параллельно и перпендикулярно поверхности пластины матричной БШ. В перпендикулярном направлении образцы гидрогелей разного количественного состава (соотношение концентраций БЦ-полиакриламид) неизменно демонстрируют более высокую жесткость (отношение Е⊥/Е - до 12), однако начинают разрушаться уже при сжатии на 30-40 %, в то время, как сжатие тех же образцов в направлении, параллельном плоскости матицы БЦ, не приводит к разрушению даже при сжатии на 80-85 %. Наглядным проявлением анизотропии свойств является изменение формы образцов, сжимаемых в направлении, параллельном плоскости матрицы БЦ: исходные образцы имеют форму цилиндров круглого сечения, а по мере сжатия сечение приобретает эллиптическую форму.

Наблюдаемые особенности деформационного поведения композиционных гидрогелей находятся в очевидной связи со спецификой структурной организации матриц БЦ этих материалов, зарегистрированной ранее при электронно-микроскопическом исследовании БЦ. Было показано, что слой набухщей БЦ состоит из лент фибриллярной структуры, образующих систему цилиндрических спиралей, оси которых ориентированы перпендикулярно поверхности слоя БЦ (в направлении движения бактерий *acetobacter xylinum* при росте слоя). Поскольку собственная жесткость матрицы БЦ существенно превышает таковую сетки полиакриламида, заполняющей полости структуры БЦ, свойства материала определяются тем, как направлено прилагаемое к материалу механическое воздействие по отношению к осям описанных спиральных образований.

Обсуждаются возможности практического применения описанной анизотропии механического поведения композиционных гидрогелей.

МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ФОРСТЕРИТОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Гришин Н.Н., Белогурова О.А., Бастрыгина С.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В.Тананаева Кольского научного центра РАН (ИХТРЭМС КНЦ РАН) E-mail: belog_oa@chemy.kolasc.net.ru

MODIFICED FORSTERITE MATERIALS

Grishin N.N., Belogurova O.A., Bastrygina S.V.

Technologies of thermal resistance refractories from forsterite were developed on the basis of olivinite. Special features of phase composition formation of these materials on adding carbon, silicon carbide and wastes of ferrosiliceous production were studied.

Перспективное промышленное направление получения огнеупоров ИЗ магнезиальносиликатного сырья сдерживается основным недостатком форстеритовых огнеупоров низкой устойчивостью к резким перепадам температур. Выведенные в результате исследований аналитические зависимости позволили прогнозировать как критические, так и благоприятные температурные режимы работы огнеупорных футеровок и обосновать подбор модифицирующих добавок, повышающих термостойкость (карбид кремния и отход производства ферросилиция; углерод и антиоксидант; шпинель). Термостойкость огнеупоров можно повысить путем улучшения теплопереноса, снижающего температурные градиенты, а также синтезируя структурные элементы огнеупорного материала. На основании предложенной модели разработаны элементы технологии производства термостойких форстеритовых огнеупоров при использовании ряда структурирующих лобавок /1-5/.

Например, добавка углерода обеспечивает оба названных выше условия повышения термостойкости: увеличивает теплопроводность и создает пластичную матрицу вокруг зерен нетермостойкого форстерита, позволяя ему деформироваться под воздействием меняющихся температур, не разрушая окружающий материал. Выгорание углерода является основным недостатком огнеупоров этого вида. В результате образуется тонкий обезуглероженный слой, который разупрочняется и осыпается под действием тепловых нагрузок. Интенсивное окисление углерода, имеющее решающее влияние на износ подобных огнеупоров можно преодолеть, используя в составе шихты антиоксидант, окисляющийся легче, чем углерод, например, металлические порошки алюминия, кремния, титана, циркония, железа, карбида кремния или их композиции.

Углеродистые материалы, обладая высокими показателями по термостойкости, металло- и шлакоустойчивости, ограничены в использовании вследствие выгорания углерода в окислительных средах. Поэтому желательно создать другие аналогичные системы с двойным фактором термостойкости, но без этого недостатка.

Установлена возможность повышения показателя термостойкости форстеритовых огнеупоров при использовании в составе шихты шпинельного компонента. Алюмомагнезиальное связующее получено как при спекании при 1500°С смеси совместного помола в вибромельнице технического глинозема и металлургического магнезита, так и путем механоактивации смеси брусита и гидраргиллита, обработанной в планетарной мельнице и подвергнутой термообработке при 1000°С. Увеличение содержания шпинели с 10 до 30% в форстеритошпинельных огнеупорах повышает их теплопроводность, снижает ТКЛР изделий, что соответственно ведет к изменению показателя термостойкости. Исследована зависимость показателя термостойкости от количества шпинели и крупной фракции магнезиального силиката в шихте.

Дальнейшее исследование было связано с использованием в качестве структурирующей добавки карбида кремния или его сочетания с отходом производства ферросилиция. Выявлено, что показатели термостойкости форстеритовых образцов, содержащих добавку карбида кремния, зависят не только от ее количества, но и фракционного состава. Повышение показателя термостойкости получено за счет улучшения теплопереноса и снижения, таким образом, температурного градиента. Эффект обусловлен более высокими значениями теплопроводности SiC, и отчасти более низким значением коэффициента термического расширения и отсутствием анизотропии ($\lambda = 30$ BT/(м·K), $\alpha = 3.6 \times 10^{-6} \cdot {}^{\circ}$ K⁻¹) по сравнению с форстеритом ($\lambda = 2.5$ -3 BT/(м·K), $\alpha_a = 13.6 \times 10^{-6} \cdot {}^{\circ}$ K⁻¹, $\alpha_b = 22 \times 10^{-6} \cdot {}^{\circ}$ K⁻¹, $\alpha_c = 7.6 \times 10^{-6} \cdot {}^{\circ}$ K⁻¹), что создает предпосылки к уменьшению напряжений внутри изделия при нагреве и охлаждении.

Полученные форстеритсодержащие огнеупоры различных составов обладают

характеристиками, приведенными в таблице.

Тип огнеупора	Плотность,	Водопогло-	Пористость,	Термостойкость
	кг/м ³	щение, %	%	теплосмен
				(1300°С-вода)
Форстеритоуглеродистый:				
антиоксидант Al	2010-2210	12-15	25-28	до 58
антиоксидант Al + Si *	1970-2100	10-12	19-24	до 34
антиоксидант Si	2020-2100	10-11	до 23	до 29
антиоксидант SiC+Si	2060-2090	до 12	до 25	до 21
Форстеритокарбидкремниевый	2500-2660	7-10	18-25	до 12
Форстеритокарбидкремниевый:				
добавка Si	2460-2660	7-10	18-25	до 34
Форстеритошпинельный	2380-2580	9-12	23-25	до 10

Таблица - Свойства высокотермостойких форстеритсодержащих огнеупоров

* Si - отход производства ферросилиция

Разработанные подходы и модели без ограничений применимы к другим классам огнеупоров.

Список используемой литературы:

1.Белогурова, О.А. Экспериментально – теоретическое изучение теплопроводности и ее влияния на термостойкость форстеритовых огнеупоров / Н.Н.Гришин, А.Г. Иванова // Огнеупоры и техническая керамика. -2003. -№ 12. -С.4-15.

2. Гладков, С.О. Газокинетическая модель теплопроводности огнеупоров / Н.Н. Гришин, В.Т. Калинников, О.А. Белогурова // Огнеупоры и техническая керамика. 2005. - №8. - С. 26-34.

3.Белогурова, О.А. Форстеритошпинельные огнеупоры из отходов первичной переработки хромитовых руд / Е.Ю. Ракитина, Н.Н. Гришин // Огнеупоры и техническая керамика. - 2006. -№ 8. - С.19-26.

4. Белогурова, О.А. Влияние структурирующих добавок на термостойкость форстеритовых огнеупоров / Н.Н. Гришин // Огнеупоры и техническая керамика. 2007. - №9. - С.3-8.

5.Гришин, Н.Н. Высокотермостойкие форстеритовые материалы /Н.Н. Гришин, О.А. Белогурова // Все материалы. Энциклопедический справочник. - 2008. - №1. - С.30-37.

АНАЛОГИЯ МЕХАНИЗМОВ УСИЛЕНИЯ ПРИ РАССМОТРЕНИИ ПОЛИМЕРОВ КАК НАНОГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ Долбин И.В.

Россия, Учреждение Российской академии наук Научно-исследовательский институт прикладной математики и автоматизации Кабардино-Балкарского научного центра PAH, i_dolbin@mail.ru

ANALOGY OF REINFORCEMENT MECHANISMS WHEN CONSIDERING POLYMERS AS NANOHETEROGENEOUS MATERIALS

Dolbin I.V.

Russia, Institution of Russian Academy of Sciences Scientific Research Institute of Applied Mathematics and Automation of Kabardin-Balkar Scientific Centre of RAS, i_dolbin@mail.ru

It has been shown that reinforcement mechanisms of natural nanocomposite (polyarylate) by nanoclusters and nanocomposite epoxy polymer/montmorillonite by layered silicate are identical completely. The interfacial (intercomponent) adhesion level has essential influence on reinforcement degree.

В настоящее время стало очевидным, что полимерные системы в силу особенностей своего строения могут рассматриваться как наноструктурные системы. Однако трактовка такой структуры может быть различной. В настоящем сообщении для этой цели использована кластерная модель структуры аморфного состояния полимеров, которая предполагает, что указанная структура состоит из областей локального порядка (кластеров), погруженных в рыхлоупакованную матрицу. В этом случае последняя рассматривается как матрица наногетерогенного материала (естественного нанокомпозита), а кластеры – как нанонаполнитель. Кластер представляет собой набор нескольких плотноупакованных коллинеарных сегментов разных макромолекул с размерами несколько нанометров. Поэтому справедливо утверждение, что кластеры являются истинными наночастицами – нанокластерами.

В этой связи возникает вопрос об усилении (повышении модуля упругости матрицы) нанокластерами и сравнении действия этого важного эффекта с аналогичным эффектом для искусственных нанокомпозитов, т.е. полимеров, наполненных неорганическим нанонаполнителем. Как известно, увеличение относительной доли нанокластеров приводит к увеличению модуля упругости полимеров аналогично повышению содержания нанонаполнителя в искусственных нанокомпозитах. Поэтому появляется необходимость количественного описания и сравнения степени усиления для двух указанных выше классов нанокомпозитов.

Цель настоящего сообщения – сравнительный анализ степени усиления нанокластерами и слоевым силикатом (органоглиной) для полиариалата (ПАр) и нанокомпозита эпоксиполимер/Na⁺-монтмориллонит (ЭП/ММТ).

Использован полиарилат на основе смеси изо- и терефталевой кислот с молекулярной массой ~ 5×10^4 . Пленки Пар толщиной ~ 0,1 мм получены методом полива 5 %-го раствора полимера в хлористом метилене на целлофановую подложку и последующей их сушкой в вакууме при ~ 453 К в течение 2 сут. для полного удаления влаги и растворителя. Из этих пленок с помощью шаблона вырезали образцы для механических испытаний в форме двухсторонней лопатки, имеющей базовую длину 40 мм и рабочую ширину 5 мм. Испытания на одноосное растяжение выполнены на испытательной машине Instron при скорости деформации ~ 10^{-3} с⁻¹ в интервале температур 373-453 К. Данные механических испытаний нанокомпозитов ЭП/ММТ приняты по результатам работы [1].

Авторы [2] рассмотрели теоретические зависимости степени усиления E_{tt}/E_{tt} (где E_{tt} и E_{tt} – модули упругости нанокомпозита и матричного полимера, соответственно) от степени наполнения ϕ_{tt} для трех основных случаев.

1) Идеальная адгезия между наполнителем и полимерной матрицей, описываемая уравнением Кернера, которая может быть аппроксимирована простым выражением:

$$E_{\mu}/E_{\mu} = 1 + 11,6\phi_{\mu} - 44,4\phi_{\mu}^{2} + 96,3\phi_{\mu}^{3}.$$
 (1)

2) Нулевая адгезионная прочность при большом коэффициенте трения между наполнителем и полимерной матрицей, которая описывается уравнением:

$$E_{\mu} / E_{\mu} = 1 + \varphi_{\mu}$$
,

(2)

3) Полное отсутствие взаимодействия и идеальное проскальзывание между компонентами нанокомпозита, когда его модуль упругости практически определяется поперечным сечением полимера и связан со степенью наполнения уравнением:

DFMN-2009

 $E_{\mu}/E_{\mu} = 1 - \varphi_{\mu}^{2/3}$.

Сравнение экспериментальных значений E_n/E_M для нанокомпозитов ЭП/ММТ при $T < T_c$ и $T > T_c$ (где T и T_c – температуры испытаний и стеклования, соответственно) с теоретическими кривыми проведенными согласно уравнениям (1)-(3), показало, что для стеклообразной эпоксидной матрицы экспериментальные данные соответствуют уравнению (2), т.е. нулевой адгезионной прочности при большом коэффициенте трения, а для расстеклованной эпоксидной матрицы – уравнению (1), т.е. идеальной адгезии между нанонаполнителем и полимерной матрицей.

Получить аналогичное сравнение для естественного нанокомпозита (полимера) не представляется возможным, поскольку при $T>T_c$ нанокластеры распадаются и полимер перестает быть квазидвухфазной системой [3]. Однако, в рамках концепции двухстадийного стеклования [4] было показано, что при температуре T'_c , примерно равной T_c -50 K, происходит распад нестабильных (более мелких) нанокластеров, что приводит к расстекловыванию рыхлоупакованной матрицы при указанной температуре [3]. Таким образом, в интервале температур T'_c - T_c естественный нанокомпозит (полимер) является аналогом нанокомпозита ЭП/ММТ с расстеклованной матрицей, а при $T<T'_c$ - аналогом этого же нанокомпозита со стеклообразной матрицей. Относительную долю нанокластеров ϕ_{κ_3} (аналог содержания MMT ϕ_n) можно оценить с помощью следующего перколяционного соотношения [3]:

$$\varphi_{\kappa a} = 0.03 (T_c - T)^{0.55}.$$
(4)

Определить модуль упругости рыхлоупакованной матрицы $E_{p.M.}$ (аналог E_{M} для нанокомпозитов ЭП/ММТ) можно графическим методом, а именно, построением графика модуля упругости полимера E_n как функции $\varphi_{\kappa n}$. Экстраполяция графиков $E_n(\varphi_{\kappa n})$ к $\varphi_{\kappa n}=0$ дает $E_{p.M.}\approx 0.83$ ГПа для стеклообразной рыхлоупакованной матрицы и $E_{p.M.}\approx 0.38$ ГПа – для расстеклованной. Сравнение полученной указанным образом степени усиления естественного нанокомпозита (ПАр) $E_n/E_{p.M.}$ с теоретическим расчетом согласно уравнениям (1)-(3) при условии $\varphi_{\kappa n}=\varphi_{\mu}$ показало, что при температурах в интервале $T=T_c^{'}$ - $T_c^{'}$ ($\varphi_{\kappa n}=0,06-0,19$) величина $E_n/E_{p.M.}$ соответствует уравнению (1), т.е. идеальной адгезии нанокластеры-рыхлоупакованная матрица, а при $T<T_c^{'}$ ($\varphi_{\kappa n}>0,24$) – уравнению (2), т.е. нулевой адгезионной прочности при большом коэффициенте трения. Следовательно, приведенное сравнение наглядно демонстрирует полную аналогию, как качественную, так и количественную, поведения степени усиления (ПАр) и искусственных (ЭП/ММТ) нанокомпозитов.

Таким образом, аналогия поведения степени усиления полиарилата нанокластерами и нанокомпозита эпоксиполимер/Na⁺-монтмориллонит слоевым силикатом дает еще одно основание рассматривать аморфный стеклообразный полимер как естественный нанокомпозит. Уровень межфазной (межкомпонентной) адгезии оказывает существенное влияние на степень усиления. Очевидно, следующим этапом разработки этой проблемы является выяснение физической сущности межкомпонентной адгезии нанокластер-рыхлоупакованная матрица и выяснение факторов, ее определяющих.

Литература

- 1. Chen J.-S., Poliks M.D., Ober C.K., Zhang Y., Wiesner U., Giannelis E. Polymer, 2002, v. 43, № 17, p. 4895-4904.
- 2. Тугов И.И., Шаулов А.Ю. Высокомолек. соед. Б, 1990, т. 32, № 7, с. 527-529.
- 3. Козлов Г.В., Новиков В.У. Успехи физических наук, 2001, т. 171, № 7, с. 717-764.
- 4. Белоусов В.Н., Коцев Б.Х., Микитаев А.К. Доклады АН СССР, 1985, т. 280, № 5, с. 1140-1143.
ВЗАИМОСВЯЗЬ НАСЛЕДСТВЕННО-УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ Думанский А.М.¹, Таирова Л.П², Алимов М.А.¹

¹Россия, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, alduman@rambler.ru, ²Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана, com-or@yandex.ru

INTERRELATION OF HEREDITARY-ELASTIC CHARACTERISTICS OF CARBOB FIBER REINFORCED PLASTICS Dumansky A.M., Tairova L.P., Alimov M.A.

The method of viscoelastic properties interrelation of anisotropic fiber reinforced plastics on the basis of algebraic properties of resolvent operators and matrix algorithms had been elaborated. Operator representation of viscoelastic properties allows us to describe mechanical behavior under loading varying in time.

Соотношения взаимосвязи компонент жесткости, податливости и технических характеристик упругости в анизотропной теории упругости установлены. В их основе лежит обращение определяющих соотношений и выражения связи между, например, компонентами жесткости, податливости и техническими характеристиками упругости [1]. Цель данной работы заключается в установлении взаимосвязи длительных модулей, податливостей и технических характеристик наследственной упругости для анизотропных композитов, изготовленных на основе полимерной матрицы. Основное предположение заключается в том, что наследственные свойства материала в главных осях ортотропии и при сдвиге в плоскости могут быть описаны одним наследственным оператором допускающим нахождение резольвенты. Для некоторых укладок такой подход дает приемлемую для инженерных приложений точность.

В данном случае система определяющих соотношений может быть записана в следующем виде [2]

$$\varepsilon_i = s_{ij}\sigma_j + \lambda_{ij}K^*\sigma_j, \qquad (1)$$

где s_{ij} компоненты матрицы податливости, λ_{ij} характеризуют временные свойства материала при внешнем силовом воздействии, i, j = 1, 2, 6. Воздействие оператора на напряжение определяется следующим выражением: $K^* \sigma_j = \int_0^t K(\mu, t - \tau) \sigma_j(\tau) d\tau$, где $K(\mu, t)$ - ядро наследственного

оператора с параметром μ .

В матричной форме система (1) может быть переписана в следующем виде

$$\left\{\vec{\varepsilon}\right\} = \left[S + \Lambda K^*\right] \left\{\vec{\sigma}\right\},\tag{2}$$

где $\{\vec{\varepsilon}\}, \{\vec{\sigma}\}$ - столбцы деформаций и напряжений, $[S], [\Lambda]$ - матрицы упругих и временных податливостей материала.

Матричное выражение для компонентов наследственной жесткости может быть получено путем обращения матрицы в (2)

$$\begin{bmatrix} S + \Lambda K^* \end{bmatrix}^{-1} = \begin{bmatrix} C - P^* \end{bmatrix}.$$
(3)

Алгоритм обращения матрицы операторов разработан в работе [3]. Используя представление $\left[S + \Lambda K^*\right]^{-1} = \left[\left[S\right]\left[I + S^{-1}\Lambda K^*\right]\right]^{-1} = \left[I + S^{-1}\Lambda K^*\right]^{-1}\left[S\right]^{-1}$, разлагаем первый сомножитель в матричный ряд Неймана

$$\left[I + HK^*\right]^{-1} = I - HK^* + \left(HK^*\right)^2 - \left(HK^*\right)^3 \cdots,$$
(4)

где $S^{-1}\Lambda = H$. Проводя диагонализацию матрицы $[H] = [Q] diag(\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3)[Q]^{-1}$ и используя, что $[H]^n = [Q] diag(\lambda_1^n, \lambda_2^n, \lambda_3^n)[Q]^{-1}$ подставляем последнее в (4), получаем матричный ряд Неймана $[I + HK^*]^{-1} = [Q] diag(1 - \lambda_k K^* + \lambda_k^2 K^{*2} - \cdots)[Q]^{-1}.$ (5)

DFMN-2009

- 613 -

Ряд в (5) можно свернуть используя свойство резольвенты

$$\left[I + HK^*(\mu)\right]^{-1} = \left[Q\right] diag\left(1 - \lambda_k R^*(\mu - \lambda_k)\right) \left[Q\right]^{-1},\tag{6}$$

где R^* оператор, резольвентный по отношению к оператору K^* .

Выражение матричной резольвенты (6) полностью определяет компоненты матрицы жесткости наследственно-упругой среды.

Соотношения для технических характеристик наследственной упругости с помощью алгебры резольвентных операторов могут быть получены из выражений компонент податливости или жесткости. Проще их получить из компонент податливости. Для их получения выпишем соотношения наследственной упругости, полученные с помощью операторных значений наследственной упругости

$$\varepsilon_{1} = \frac{1}{E_{1}^{*}} \sigma_{1} - \frac{v_{21}^{*}}{E_{2}^{*}} \sigma_{2}; \qquad \varepsilon_{2} = -\frac{v_{12}^{*}}{E_{1}^{*}} \sigma_{1} + \frac{1}{E_{2}^{*}} \sigma_{2}; \qquad \gamma_{12} = \frac{1}{G_{12}^{*}} \tau_{12}.$$
(7)

Схема представления технических характеристик наследственной упругости выбиралась в соответствии с [2]

$$\frac{1}{E_{i}^{*}} = \frac{1}{E_{i}} \left(1 + k_{i} K^{*} (\mu) \right),$$

где E_i - значение мгновенного модуля соответствующе характеристик.

Тогда выражение для длительного модуля принимает следующий вид

$$E_{i}^{*} = E_{i} \left(1 - k_{1} R^{*} \left(\mu - k_{i} \right) \right).$$
(8)

Аналогично можно получить выражения для технических характеристик наследственной упругости, используя выражения для компонент матрицы жесткости наследственно-упругого материала. Используя выражения для длительных модулей, могут быть получены операторных выражения коэффициента Пуассона

$$\nu_{12}^* = \frac{s_{12}^*}{s_{11}^*},\tag{9}$$

где s_{11}^*, s_{12}^* - компоненты податливости, имеющие в общем случае выражения $s_{ij} = s_{ij}^0 \left(1 + \kappa_{ij} R^*(\eta_{ij}) \right)$,

s^{*}_{*ii*} мгновенные значения соответствующих характеристик.

Разработанная методика определения всех взаимосвязанных характеристик наследственной упругости была проверена для двух типов стеклопластиков, данные для которых приведены в работе [2]. Для описания временных свойств указанных стеклопластиков была использована дробно-экспоненциальная функция Работнова.

Предложенный метод обращения был также использован для построения определяющих соотношений перекрестно армированных углепластиков и установления взаимосвязи их наследственно-упругих свойств [4]. Построение определяющих соотношений пакета производилось по определяющим соотношениям однонаправленного слоя с упругими свойствами в направлении главных осей ортотропии и наследственно-упругими свойствами при сдвиге.

Список литературы

1. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. - М.: Наука, 1977. - 416 с.

2. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. - М.: Наука, 1977. - 384 с.

3. 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.

4. Dumansky A.M., Tairova L.P. Construction of hereditary constitutive equations of composite laminates // Proceedings of the Secons International Conference on Heterogeneous Material Mechanics "Advances in Heterogeneous Material Mechanics", June 3-8, Huanshan, China. –DEStech Publications, Inc. 2008. PP. 934-937.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЮ ПОЛИАМИДА

Думанский А.М.¹, Эмри И.², , Зупанчич Б.², Шивохин М.Е.³

¹Россия, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, alduman@rambler.ru, ²Словения, Центр Экспериментальной Механики, Университет Любляны, ie@siol.net, ³Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана, shivokhin@gmail.com

TEMPERATURE INFLUENCE RESEARCH ON CREEP AND RELAXATION OF POLYAMIDE Dumansky A.M., Emri I, Zupančič B.

Special experimental equipment was used to carry out the experiments on creep and relaxation shear of polyamide BS400N. The analysis of temperature influence on creep and relaxation of the polyamide and the ways of their description were presented.

Полиамиды – пластические полукристаллические материалы конструкционного назначения, обладающие повышенной прочностью и термостойкостью, высокой химической стойкостью, стойкостью к истиранию, хорошими антифрикционными свойствами. Широко используются в автомобильной промышленности, электротехнике, медицине и других областях. Поскольку их свойства существенно зависят от температуры и уровня и длительности приложения нагрузок редставляется важным провести исследования зависимости их свойств от этих факторов. В данной работе представлены методы испытаний и анализ экспериментального данных полиамида марки BS400N производства компании BASF (Германия).

Испытания на сдвиговую ползучесть и релаксацию образцов из полиамида при разных температурах были проведены на торзиометре и релаксометре, разработанных в Центре экспериментальной механики университета Любляны (Словения) [1]. Изготовление образцов цилиндрической формы, диаметром 6 мм, длиной 10 мм экструдированием. При испытаниях образцы нагружались крутящим моментом, инимальное значение которого составляло 3,2 10⁻⁵ Hм, минимальный измеряемый угол поворота 5 10⁻⁶ рад., диапазон измерения угла поворота от 0 до 4⁰. Исследуемый образец устанавливался в камеру, нагреваемую от комнатной температуры до 250^o C, способную поддерживать температуру с погрешностью $\pm 0,5^{0}$ от заданной в течение 10⁴ секунд. Вращающий момент создавался посредством приложения груза, с помощью тросов, протянутых через подшипники.

Экспериментальные значения функции ползучести при температурах 31, 39, 48, 58, 67, 76, 86,

96° С определялись соотношением: $J(t) = \frac{\gamma(t)}{\tau_0}$, где $\gamma(t) = \frac{\varphi(t)r}{l}$, $\tau_0 = \frac{M_t r}{I_p}$. Предполагая, что при

данных условиях нагружения полиамид является термореологически простым телом осуществляли построение обобщенной кривой податливости, рис. 1.



Рис.1: Обобщенная кривая сдвиговой податливости ползучести полиамида.

Модуль релаксации G(t) при кручении измерялся с помощью релаксометра. При этом к исследуемому образцу цилиндрической формы прикладывалась постоянная крутильная деформация около 2° и измерялся появившийся в образце момент, как функция от времени. Диаметр образца варьировался от $\frac{1}{2}$ до 10 мм, длина образца от 52 до 58 мм. С помощью релаксометра можно измерять модуль сдвига величиной от 1 до 4000 МПа. Экспериментальная модуля релаксации при сдвиге определялась при температурах 20, 30, 40, 50, 65, 80, 95° С. На рис.2. приведены обобщенные кривые релаксации для полиамида PA6-BS400N, полученные на основе данных экспериментов, выполненных на релаксометре и расчетные, на основе численного расчета методом Хэмминга-Хопкинса, полученные по результатам испытаний на ползучесть [2]. Температура, относительно которой релаксации, выбиралась равной производился перенос кривых 50^{0} C. Соответствие экспериментальных и расчетных кривых следует признать хорошим, некоторое различие наблюдается для времен больших 10⁵ секунд.



Рис.2: Сравнение обобщенных кривых модуля релаксации полиамида. Жирная линия – экспериментальные данные, тонкая – расчет с помощью метода Хемминга-Хопкинса.

Для корректного построения определяющих соотношений вязкоупругости полиамида, учитывающих влияние температуры необходимо выполнение некоторых условий, в частности, независимости мгновенного модуля сдвига от температуры, а также неизменности типа ядра определяющего уравнения в заданном температурном диапазоне. Поскольку изменение модуля сдвига полиамида от температуры существенно, возможно использование модифицированного определяющего соотношения [3]

$$\varepsilon(t) = \frac{1}{G_0} \left[\frac{G_0 \sigma}{G(T)} + \int_0^{\xi} K(\xi - \xi') \sigma(\xi') d\xi' \right], \tag{10}$$

где $\xi = \int_{0}^{t} a(T) dt$ - приведенное время, $K(\xi - \xi')$ - ядро уравнения может быть представлено одной

из следующих функций: суммой экспоненциальных функций (ряд Прони); степенной функцией (ядро Абеля); произведения степенной функции на экспоненту (ядро Ржаницына); дробноэкспоненциальной функцией Работнова. Ядра такого рода допускают резольвенту, т.е. позволяют, при постоянном значении температуры проводить обращение определяющего соотношения (10).

Для определения вида ядра и определения его параметров и установления связи между материальными функциями необходимо проведение дополнительных исследований.

Список литературы

1. Emri I., Prodan T. A measuring system for bulk and shear characterization of polymers \\ Exp. Mechanics V. 46. N 6, 2006. PP. 429-439.

2. Hopkins I.L., Hamming R.W. On creep and relaxation \\ J. Appl. Physics. V. 28. N 8. 1957. PP. 906.

3. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. - М.: Наука, 1977. - 384 с.

DFMN-2009

ВЛИЯНИЕ БИОФАКТОРА НА ПОВЕДЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ И АБРАЗИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ Зубков В.И., Стариков Н.Е., Павлов В.М., Стариков Н.Н.

Россия, Тульский артиллерийский инженерный институт

THE INFLUENCE OF BIOFACTOR ON BEHAVIOR OF STRUCTURAL AND ABRASIVE MATERIALS

Zubkov V.I., Starikov N.E., Pavlov V.M., Starikov N.N.

The group of analyses of interaction of metals with biodestructors have been carried out. The influence of lubricants contaminated by microorganisms on kinetic characteristics of anodic process of steel $35XH2M\Phi A$ -III in industrial neutral electrolyte has been studied.

Большинство несущих металлических конструкций России, которых более 1 млрд. т., эксплуатируется в условиях воздействия экологически и коррозионно-опасных сред. Более 60 % из них исчерпали свой плановый ресурс. Защита этих объектов является актуальной в настоящее время.

Надежность изделий техники во многом определяется их стойкостью к воздействию внешней среды, естественной составляющей которой являются микроорганизмы (микроскопические грибы, бактерии, дрожжи и другие). Воздействуя на объекты техники микроорганизмы-деструкторы (биодеструкторы), вызывают их повреждения: биокоррозия и изменение структурных функциональных характеристик вплоть до разрушения.

Биокоррозия или микробиологическая коррозия, есть повреждение материалов и изделий в результате действия бактерий и микроскопических грибов разнообразных родов и видов.

К наиболее опасным, с точки зрения последствий, воздействиям биофактора на металлы следует отнести коррозию силовых элементов конструкции изделий различного назначения, в том числе и специального. Анализ выявленных случаев повреждений (разрушений) деталей, изготовленных из легированных конструкционных сталей, показывает, что их характер и интенсивность развития во многом зависят от продолжительности условий взаимодействия материалов с микроорганизмами-деструкторами.

Исследование микроорганизмов, выделенных с повреждённых металлов, позволило выявить устойчивые взаимосвязи между видовым составом, свойствами биодеструкторов и маркой повреждённого металла, конструкционно-технологическими особенностями деталей (узлов, механизмов), характером климатического района использования изделия. Наиболее aгрессивными и способными повреждать различные металлы являются грибы родов Aspergillus, Penicillium, Trichoderma, Fusarium, Alternaria и бактерии рода Bacillus.

Особенности и закономерности воздействия биофактора изучены гораздо в меньшей степени, чем влияние на металлы и изделия из них небиологических факторов, таких как температура, механические напряжения, световое излучение, агрессивные среды и другие. В настоящее время основное внимание сосредоточено на эколого-биологической составляющей проблемы биокоррозии. Изучаются видовой состав особенности свойств, способность микроорганизмов заселять материалы, а подбор средств защиты в большинстве случаев производится эмпирически. Несмотря на большой объем работ выполненных в этом направлении, используемые средства часто не обеспечивают достаточной стойкости изделий к воздействию микроорганизмов. Низкая эффективность защиты связана, в первую очередь, с недостаточной изученностью материаловедческих аспектов повреждающего воздействия биофактора.

Для решения этой проблемы был проведён комплекс исследований природы и кинетических закономерностей взаимодействия металлов и средств их защиты с биодеструкторами. Было, в частности, изучено влияние смазочных материалов, зараженных микроорганизмами, на кинетические характеристики анодного процесса стали 35ХН2МФА-Ш в промышленном нейтральном электролите.

Были проведены электрохимические исследования кинетики анодного процесса на стальном электроде (сталь 35ХН2МФА-Ш) в электролите, имитирующем промышленную атмосферу, в присутствии смазочных материалов вышеуказанных марок, зараженных микроорганизмами, потенциодинамическим методом (скорость развертки 12 мВ/с, амплитуда развертки 2 В).

Установлено, что величина стационарного потенциала, соответствующая нулевому току в растворе фонового электролита имеет более отрицательное значение, чем в присутствии всех исследованных смазок, что, вероятно, свидетельствует о торможении анодного процесса.

Катодный процесс кислородной деполяризации при наличии на поверхности металла смазочных материалов, по-видимому, также идет с торможением вследствие затрудненности процесса диффузии кислорода к поверхности металла.

В реальных условиях коррозии конструкционных легированных сталей необходимо учитывать наличие нескольких типов анодных и катодных участков, что связанно, например, с открытием части поверхности металла продуктами коррозии и т.п.

Фактически кинетика коррозионного процесса зависит от скорости анодного растворения металла и катодного восстановления элементов среды на разных участках поверхности. Поэтому для сопряженных реакций при равенстве суммарной силы катодного тока и суммарной силы анодного тока плотности анодного и катодного тока не равны.

Таким образом, применение любого из исследованных смазочных материалов вызывает снижение плотности тока растворения этой стали. Введение микроорганизмов в смазочные материалы практически не оказывает влияния на величину плотности тока анодного растворения стали в области потенциалов, близких к стационарным. В го же время, введение микроорганизмов в смазочные материалы и в электролит вызывает значительное увеличение плотности тока анодного растворения во всей исследованной области потенциалов, за исключением узкой области потенциалов: от стационарного до -0,08 В.

Образцы, защищенные смазками, загрязненными микроорганизмами и подвергшиеся анодной поляризации в зараженном промышленном электролите, во всех случаях показали большую плотность тока анодного растворения металла, чем в чистом электролите.

Это связанно, по-видимому, с частичной диффузией микроорганизмов из смазки в раствор чистого электролита. В случае зараженного электролита диффузия микроорганизмов происходит, повидимому, в обратном направлении под влиянием градиента микроорганизмов: из зараженного электролита в смазочный материал и далее к поверхности металла.

Процессы коррозии металлов под воздействием микроорганизмов-деструкторов протекают по закономерностям, характерным для электрохимической коррозии. В большей степени стимулируют процессы коррозии микроскопические грибы - продуценты кислот. К сильным кислотообразующим относятся грибы рода Aspergillus и другие. Из результатов проведенных исследований видно, что причиной повышения скорости коррозии является значительное облегчение процесса активирования поверхности металла в присутствии грибов, в том числе, легко пассивируемых в обычных условиях металлов, таких как сталь 35ХН2МФА-Ш. Стимулирующим коррозию является фактор изменение pH среды - подкисление в случае культивирования Aspergillus niger и подщелачивание при Bacillus sp.

Таким образом, защита металлов в составе изделий от последствий описанных выше процессов становится не только проблемой повышения их сохраняемости и долговечности, но и проблемой экономически выгодного использования природных ресурсов и материальных средств, предотвращения экологической опасности заражения окружающей среды.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ОБЪЕМНОГО БИОСОВМЕСТИМОГО КОМПОЗИТНОГО НАНОМАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ Ичкитидзе Л.П., Подгаецкий В.М., Селищев С.В.

Московский государственный институт электронной техники (технический университет) Россия, 124498, Москва, Зеленоград, пр. 4806, д.5, МИЭТ e-mail: podgaetsky@yandex.ru.

INVESTIGATION THE DURABILITY OF THE BULK BIOCOMPATIBLE COMPOSIT NANOMATERIAL MADE WITH ACTION THE LASER RADIATION Ichkitidze L.P., Podgaetsky V.M., Selishchev S.V.

We investigated the mechanical properties of the bulk composite nanomaterial (CNM) made from the water solution of the bovine serum albumin (BSA) with the additives of CNT, i.e. BSA+CNT, under action of the laser radiation. In experiment the power (5-15 W) and irradiation time (2-10 min), concentration (0,1-0,4 w. %) and CNT's type, time (5-20 h) and drying temperature (20-30 °C) of samples were varied. CNM (BSA+CNT) had density $\rho = 1200-1250 \text{ kg/m}^3$, hardness $H_{\nu} = 120-350 \text{ MPa}$, breaking durability $\sigma = 20-40$ MPa. Thus it ρ was in 20 % more than water level, and H_{ν} and σ were on the level of natural bone.

Введение углеродных нанотрубок (УНТ) при весьма малой их концентрации (~0,1 %) значительно улучшает механические свойства композитных материалов на основе металлов, полимеров, керамик и т.п., что служит одной из причин значительного интереса к широкому применению УНТ в современной технике. В связи с этим актуальна проблема использования УНТ для получения композитных наноматериалов (КНМ) с параметрами, необходимыми для изготовления хирургических имплантатов и искусственной биологической ткани.

В [1] описаны способ получения и свойства объемных КНМ, созданных лазерным методом при испарении водного раствора альбумина с УНТ. Выбор альбумина связан с практически полной биосовместимостью этого транспортного белка, широкой доступностью и стабильностью его параметров.

Целью настоящей работы является исследование механических свойств объемных биосовместимых композитных материалов на основе альбумина и углеродных нанотрубок. Образцы КНМ изготавливались путем выполнения многочисленных операций:

1) БСА растворялся в дистиллированной воде в концентрации 25 %. Полученный раствор диспергировался в магнитной мешалке в течение 1-2 час и в ультразвуковой (УЗ) бане при температуре 40-50 °С в течение 2 час.

2) В раствор альбумина добавлялись УНТ в концентрации 0,1-0,4 вес. % (1-4 г/л). Полученный раствор диспергировался в УЗ бане в течение несколько час.

3) Раствор УНТ декантировался (путем удаления образующегося осадка) в течение 24 ч.

4) Полученный рабочий раствор облучался с использованием оптоволоконного вывода излучения диодного лазера ($\lambda = 0.97$ мкм, мощность 5-15 Вт) в течение 2-10 мин вплоть до испарения воды и получения темного наноматериала.

5) Полученный КНМ высушивались на воздухе при температуре 20-30 °С.

В эксперименте использовались однослойные (ОУНТ) и многослойные (МУНТ) нанотрубки отечественного производства [2-4]. В зависимости от факторов эксперимента (концентрации альбумина, концентрации и типа УНТ, мощности и времени облучения лазера, температуры и времени осушки) консистенция образцов КНМ могла варьироваться от пастообразной до стеклообразной. Признаком достаточно высокого качества нанопродукта являлось отсутствие в нем белесых областей денатурированного альбумина. КНМ сохраняет свой вид и прочность в течение года и более, в то время как аналогичные продукты, полученные из водных растворов альбумина с УНТ при нагреве, воздействии УЗ и СВЧ облучении, сразу же распадаются на отдельные чешуйки материала, что происходит и при обычном высыхании водных растворов альбумина.

Средняя плотность КНМ оценивалась по формуле $\rho = m/V$, где m - масса, V - объем образца. Измерения m проводились с точностью ± 0,1 мг. Значения V определялись при помещении кусков образцов КНМ в измерительную мензурку, наполненную бензином марки «Калоша», с точностью ± 0,5 мм³.

Твердость H_v образцов КНМ измерялась по шкале Виккерса на микротвердомере ПМТ-3. Для этой цели образцы подвергались к шлифовке и полировке. Прочность σ на разрыв измерялась на образцах в форме мостиков с шириной ~ 2 мм и толщиной ~ 1мм, в середине которых делалось сужение площадью $S_n \approx 0.5$ -0.6 мм². Во всех измерениях разрыв происходил в суженном месте мостика. Прочность вычислялась по формуле $\sigma = F_l/S_n$, где F_l – сила нагрузки при разрыве.

Следует отметить, что значения механических параметров характеризовались корреляционной повторяемости при многочисленных повторениях экспериментов, хотя для некоторых образцов параметры H_v и σ заметно отличались от средних значений, приведенных в таблице 1. Доверительные параметры в таблице 1 соответствовали доверительной вероятности 0,9.

Материалы	Плотность р (кг/м ³)	Твердость H_v (МПа)	Прочность на разрыв σ (МПа)
КНМ на основе МУНТ «Таунит» (1-4 г/л) [2]	1250±50	220±50	30±5
КНМ на основе ОУНТ НКЛ (1-4 г/л) [3]	1250±50	320±60	20±5
КНМ на основе МУНТ МИЭТ:Ni (1-4 г) [4]	1200±50	195±15	25±5
Человеческая пористая костная ткань	1930	500	15-50
ПММА (оргстекло)	1160	250	50
Алюминий	2700	200	100

Таблица1. Механические характеристики объемных композитных наноматериалов.

Таким образом, в результате исследований механических свойств объемных нанокомпозитных материалов показано, что их плотность близка к плотности воды, а твердость находится на уровне алюминия и оргстекла. Прочность на разрыв уступает параметрам указанных материалов, но близка к характеристикам костной ткани. Высокая твердость НКМ, в соответствии с низким значением их плотности, является высокопористым материалом, может быть следствием возникновения в нем нанотрубочной текстуры, вызванной ориентирующим действием лазерного излучения.

Исследованные пористые биосовместимые наноматериалы с увеличенной механической твердостью и прочностью, потенциально могут быть пригодны в качестве заполняющих материалов хирургических имплантатов.

Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории «Прочности и динамических испытании», центру коллективного пользования «Нанотехнологии в электронике» МИЭТ и ООО «НПФ «ДЕЛТАРУС» за содействие в работе и полезные советы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 09-02-01114).

- 1. С.А.Агеева, И.И.Бобринецкий, В.И.Конов, В.К.Неволин, В.М.Подгаецкий, О.В.Пономарева, В.В.Савранский, С.В.Селищев, М.М.Симунин. Исследование 3-D нанотрубочных композитов, полученных под действием лазерного излучения. // Квантовая электроника, 2009, т. 39, № 4, с. 337-341.
- 2. А.Ткачев, С.Мищенко, В.Негров, Н.Меметов, А.Пасько, С.Блинов, Д.Турлаков. Углеродные наноматериалы "Таунит": исследование, производство, применение. // Нанотехника, 2006, №2, с. 17-21.
- 3. www.nanocarblab.com.
- 4. И.И. Бобринецкий, В.К. Неволин, М.М.Симунин. Технология производства углеродных нанотрубок методом каталитического пиролиза этанола из газовой фазы. // Химическая технология, 2007, т. 8, с. 58-62.

РЕГУЛИРОВАНИЕ ВЯЗКОСТИ И ТЕКУЧЕСТИ ВОДО-УГОЛЬНЫХ СУСПЕНЗИЙ С ПОМОЩЬЮ ПОЛИМЕРОВ И ПАВ Керимкулова М.Ж., Тажибаева С.М., Мусабеков К.Б.

Республика Казахстан, Казахский национальный университет им. аль-Фараби moldir_jadraevna@mail.ru

REGULATION OF VISCOSITY AND FLUIDITY WATER-COAL SUSPENSIONS IN PRESENCES OF POLYMER AND SURFACTANT M.Zh. Kerimkulova, S.M Tazhibajeva, K.B. Mussabekov

On the base of coal of Shubarkol deposite concentrated water-coal suspensions were obtained. Influence of nonionic SAS – oxyethylenic alkylpheonal OP-10 and sodium solt of carboxymethylcellyloza NaCMC on their stability was investigated. Probability of regulation of suspensions viscosity and fluidity in the presense of polymer and surfactant was shown.

Цель работы – регулирование устойчивости и вязкости концентрированных водо-угольных суспензий с помощью поверхностно-активных веществ и полимеров.

В исследованиях использовали уголь Шубаркольского месторождения. Путем диспергирования на коллоидной мельнице были получены частицы с размерами в пределах 0,2-0,5 мкм. Просеиванием через сито с размерами пор 0,25 мкм была отделена фракция размера < 0,25 мкм, которая была использована в дальнейших исследованиях.

В качестве модификаторов поверхности угля и их стабилизаторов использовали оксиэтилированной алкилфенол ОП-10



и натриевую соль карбоксиметилцеллюлозы

Для регулирования ионной силы среды суспензии угля готовили в растворах КСl концентрации 0,005-0,1 н. Для измерения вязкости водо-угольных суспензий использовали вискозиметр ВПЖ с диаметром 2,76 мм. Размер частиц угля определяли по методу Фигуровского.

Определение вязкости водо-угольных суспензии в интервале концентраций ОП-10 от 0,1 % до 1,2 % показало наличие на кривых зависимости вязкости от концентрации – ПАВ двух экстремумом: при 0,2 % и 0,8 % (рисунок 1).



В дальнейшем в точках экремумов были определены изменения вязкости и текучести суспензий в зависимости от концентрации дисперсной фазы (рисунок 2).

DFMN-2009

Измерение вязкости суспензий в этих условиях и расчет текучести суспензий показывает монотонкое увеличение вязкости и снижение текучести системы с ростом концентрации. Повидимому, NaKMЦ способствует не только флокуляции, но и структурированию системы.

Необходимо отметить, что несмотря на невысокие концентрации добавок, в присутствии NaKMЦ критические концентрации структурирования смещаются в сторону меньших значений Сугля. Если в случае ОП-10 они составили 40-47 % угля, то в случае NaKMЦ они находятся в пределах 30%.



в присутствии 0,02% Na KML

Изучено влияние оксиэтилированного алкилфенола ОП-10 и карбоксиметилцеллюлозы на устойчивость суспензий Шубаркольского месторождения. Показано, что в присутствии ОП-10 в угольной суспензии в зависимости от концентрации происходят процессы стабилизации и агрегации, а в присутствии NaKMЦ – преимущественно агрегация.

Таким образом, при исследовании влияния ОП-10 на вязкость и текучесть суспензий угля показано, что зависимость η от концентрации ПАВ носит экстремальный характер, связанный с изменением гидрофобно-гидрофильной характеристики поверхности угля, а также с процессами стабилизации. В случае NaKMII с увеличением концентрации происходит монотонной рост вязкости и соответствующее снижение текучести.

Изучено влияние концентрации дисперсной фазы на вязкость и текучесть суспензий угля в присутсвии ОП-10 и NaKMU. Установлено, что оптимальными для получения суспензий с невысокими значениями вязкости являются концентрации угля менее 40-47 % в присутствии ОП-10 и не более 30 % в среде NaKMЦ.

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ (АРМИРУЮЩИХ) ДОБАВОК НА РАЗВИТИЕ АВТОВОЛНОВЫХ РЕЖИМОВ ХИМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ 77 К (О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХНИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР) Кирюхин Д.П., Кичигина Г.А., Барелко В.В.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, kir@icp.ac.ru

AN INFLUTNCE OF REINFORCING COMPONENTS UPON MECHANISM OF DEVELOMENT OF AUTOWAVE MODES OF CHEMICAL SOLID PHASE TRANSFORMATION UNDER 77 K (ON POSSIBILITY OF POLYMER COMPOSITES PRODUCING IN CONDITIONS OF LOW AND SUPER LOW TEMPERATURES) Kiryukhin D.P., Kichigina G.A., Barelko V.V. Russia, Institute of Problems of Chemical Physics RAS, Chernogolovka, kir@icp.ac.ru

We have investigated of features of solid phase autowave modes of monomer cryo-polymerization with reinforcing inert component. The results of the experiments with the model systems allow to search an approach for creating of a new technology of polymer composites production under low and super-low temperatures (4.2-77 K) in a mode of traveling wave with using of cosmic and solar radiation for activation of frozen monomer matrix.

При исследовании механизма химических реакций вблизи абсолютного нуля температур были обнаружены автоволновые режимы превращения, вызванные локальным хрупким разрушением предварительно радиолизованных твердых образцов в интервале 4.2-77 К [1, 2]. Локальное хрупкое разрушение достаточно протяженного твердого образца инициирует химическую реакцию на свежеобразованной поверхности. Температурные или плотностные градиенты, возникающие в ходе реакции, приводят к дальнейшему послойному диспергированию твердого образца и возникновению активной поверхности, на которой продолжается развитие реакции. Благодаря такой положительной обратной связи волна химического превращения распространяется по всему образцу. Автоволновые режимы превращения наблюдались для целого ряда цепных химических реакций, в том числе для полимеризации и сополимеризации при 4.2–77 К [3, 4].

В докладе приведены данные первого этапа цикла исследований особенностей автоволновых режимов полимеризационных криопревращений с введением в мономерную матрицу наполнителя. Этот аспект исследований представляет интерес не только с точки зрения академической задачи. Развитие этого направления может создать определенную техническую основу для формирования подхода к проблеме реализации безэнергозатратной автоволновой технологии изготовления полимеркомпозиционных материалов на космических объектах в условиях сверхнизких температур за счет активации замороженной матрицы реагентов с использованием энергии потоков космического и солнечного излучения.

В качестве модельного объекта выбран ацетальдегид, автоволновая твердофазная полимеризация которого без наполнителя была достаточно подробно изучена в [5]. В настоящей работе исследовано влияние различных наполнителей (тонкодисперсного порошка оксида алюминия, стеклотканых и металлосеточных материалов) на развитие автоволнового процесса криополимеризации ацетальдегида, инициированного локальным хрупким разрушением при 77 К.

Определяющим фактором для реализации автоволновых процессов, как на стадии инициирования, так и в ходе автоволнового развития, является хрупкое разрушение (диспергирование) твердой матрицы реагентов. Очевидно, что разрушение образца определяется его прочностью. Чем прочнее твердая матрица реагентов, тем труднее реализовать автоволновое развитие химического превращения. Показано, что наполнение ацетальдегида порошком оксида алюминия приводит к упрочнению твердой замороженной системы и, соответственно, к затруднению реализации автоволнового режима полимеризации. Тем не менее, увеличение дозы предварительного облучения позволяет реализовать бегущую волну превращения в системе мономер+наполнитель. Определены основные параметры бегущих волн превращения в системах с наполнителями (критические дозы предварительного облучения, скорости распространения, значения максимальных температурных градиентов, ширина фронта волны). Исследовано влияние природы наполнителя на развитие автоволнового процесса превращения. Показано, что скорость распространения волны превращения для системы с наполнителем (оксидом алюминия), по сравнению с чистым мономером, приблизительно вдвое меньше, а значения критических градиентов температуры, напротив, вдвое

больше. Установлено, что введение металлических сеток, приводящих к увеличению теплопроводности системы, приводит к возрастанию скорости распространения волны превращения, а введение тканевых наполнителей, ухудшающих теплопроводность системы, приводит к замедлению процесса. Предложено дальнейшее развитие работы по реализации автоволновых режимов превращения при низких температурах с использованием других типов наполнителей (в том числе каталитически активных), вводимых в матрицу, с соответствующим подбором мономеров, представляющих реальный интерес для создания композитов с необходимыми свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 07-03-00259).

Литература

- 1. Barelko V.V., Barkalov I.M., Goldanskii V.I., Kiryukhin D.P., Zanin A.M. // Adv. in Chem. Phys. 1988. V. 74. P. 339.
- 2. Барелко В.В., Баркалов И.М., Гольданский В.И., Занин А.М., Кирюхин Д.П. // Успехи химии. 1990. Т. 59. № 3. С. 353.
- 3. Кирюхин Д.П., Баркалов И.М. // Высокомолек. соед. Б. 2000. Т. 42. № 9. С. 1604.
- 4. Кирюхин Д.П., Баркалов И.М. // Успехи химии. 2003. Т. 72. № 3. С. 245.
- 5. Кичигина Г.А., Занин А.М., Кирюхин Д.П., Баркалов И.М., Гольданский В.И. // Хим. физика. 1988. Т.7. №4. С.543.

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ВВОДИМОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРА

Кондратюк А.А., Муленков А.Н.

Россия, Томский политехнический университет, man22@sibmail.com

INFLUENCE OF QUANTITY OF FILLER ON MECHANICAL STRENGTH OF POLYMER Kondratvuk A.A., Mulenkov A.N.

In work the results of experimental researches of compositions on a basis UHMW-PE with various quantities of filler in a kind of highly electrolytic copper are adduced. Ultimate strength and deformation, tangent of angle of mechanical looses and hardness were studied.

Сверхвысокомелекулярный полиэтилен (СВМПЭ) получаемый полимеризацией полиэтилена на комплексных металлоорганических катализаторах при низком давлении, отличается от других термопластов рядом весьма ценных свойств. К ним можно отнести стойкость к растрескиванию и к ударным нагрузкам, исключительную химическую стойкость к воздействию кислот, щелочей и других агрессивных сред. Кроме того отмечается стойкость к воздействию радиации и способность сохранять механические свойства при сверхнизких температурах (до -240°С).

В связи с малой плотностью СВМПЭ (менее 1,0 г/см³) и относительно высокими механическими характеристиками, весьма перспективна возможность применения композиций на его основе в качестве материалов конструкционного назначения, взамен традиционно используемых.

Введение наполнителей-модификаторов в состав полимерных композиций позволяет изменять свойства, в том числе эксплуатационные, изделий изготавливаемых из этих материалов.

В данной работе рассмотрены некоторые функциональные возможности нескольких композиций на основе СВМПЭ имеющих в качестве наполнителя-модификатора мелкодисперсную порошковую электролитическую медь.

Существуют определенные взаимосвязи, в том числе механических характеристик СВМПЭ. Но общих закономерностей в литературе не существует, поэтому нами были проведены исследования на специальных образцах изготовленных по идентичной технологии. В виде модификаторов использовалась мелкодисперсная медь марки ПМС-І. Было создано четыре различных композиции с фиксированным значением наполнителя – модификатора в 3%;7%;10% и 13% (весовых). Предварительно, до спекания под давлением, производилось смешивание исходных ингредиентов в смесителе с использованием инертных тел. Из полученных заготовок были изготовлены образцы для исследований, в частности на растяжение были изготовлены плоские образцы пластинчатого типа. Образцы доводились до разрушения. Результаты испытаний образцов представлены на рисунке 1 в сводном графике. Исследование образцов на растяжение проведено на исследовательской машине «Instron».



Рис. 1 Графики испытаний образцов на растяжение

Одновременно было произведено измерение изменения тангенса угла механических потерь для всех четырех композиций имеющих в своем составе наполнитель в виде порошковой меди. Результаты измерений представлены на рисунке 2 и показывают на некоторое снижение его абсолютного значения при количестве модификатора 7% и 10%.

DFMN-2009



Рис. 2 График зависимости тангенса угла механических потерь от процентного содержания Си

Измерение тангенса угла механических потерь и твердости по Шору проведены на установке «Импульс – 1Р», а при реализации метода Бринелля – на твердомере «ТШ - 2».

Твердость является довольно значимой эксплуатационной характеристикой материалов. При исследовании полимерных материалов принято определять их твердость по методу Шора, основанном на глубине проникновения индентора склероскопа под нагрузкой. Однако эксперименты показали, что твердость наших композитов находится на границе максимума возможного для данного метода. Поэтому аналогичные исследования были проведены по методу Бринелля.

Результаты наблюдений приведены на рисунке 3 и рисунке 4. Следует отметить, что диапазоны значений Шора могут быть сравнены с диапазонами значений твердости по отпечаткам, полученным методом Бринелля, однако линейной корреляции нет. Тем не менее, общий анализ зависимостей на обоих рисунках показывает, что с возрастанием количества наполнителя твердость уменьшается и минимальное значение достигается при процентном содержании наполнителя порядка 10 % весовых. Дальнейшее увеличение содержания наполнителя показало увеличение твердости композиций определенное этими двумя способами.



Рис. 3 График зависимости твердости по Шору (D) от процентного содержания наполнителя



Полученные данными исследованиями результаты могут быть использованы в качестве рекомендаций при создании материалов аналогичных по композиционному составу и моделировании функциональных границ их применения.

DFMN-2009

наполнителя

Рис. 4 График

Корсия, МИИТ е-mail: Kurzina_Elena@mail.ru

COMPARATIVE TESTS OF POLYMERIC INSULATORS ANCHOR RAIL FASTENING (ARF) Kurzina E., Aksenov Y., Bogachev A.

MIIT conducted experiments to choose materials (more than 30 types: polyamides highviscous and shock-resistant, block polyamide 6, polyurethane, polycarbonate etc) for insulators to be used in curves. Insulators of heavy-duty materials are being tested at Test loop in Scherbinka for curve with R=400 m. Work insulators from experimental materials estimated under characteristics of physicomechanical properties, and also by quantity of refusals and a degree of deterioration.

Одной из ответственных деталей анкерного рельсового скрепления АРС железнодорожного пути является нарельсовый изолятор (уголок), предназначенный для электрической изоляции подошвы рельса от головок чугунных анкеров, замоноличенных в шпалу, и демпфирования поперечной нагрузки, передаваемой от рельса к анкеру. На срок службы полимерных уголков большое влияние оказывает материал, из которого они изготовлены.

С целью подбора материала для изоляторов, работающих в кривых участках железнодорожного пути, МИИТом проведены лабораторные, стендовые и полигонные испытания опытных образцов из более 30-ти типов материалов: полиамидов высоковязких и ударопрочных, блочного полиамида 6, полиуретана, поликарбоната и др.

Работу изолирующих уголков из экспериментальных материалов оценивали по характеристикам физико-механических свойств, а также по количеству отказов и степени износа (уменьшения толщины вертикальной полки вследствие смятия и истирания), которые влияют на ширину рельсовой колеи при полигонных испытаниях на Экспериментальном кольце ВНИИЖТ (г. Щербинка) в кривой радиусом 400 м.

Анализ проведенных физико-механических лабораторных и полигонных испытаний с точки зрения вида материала показал, что

1. Изоляторы из модифицированного ударопрочного полиамида (изг. ООО «Промлит»), имеют достаточно высокие показатели твердости вдавливания шарика – 118,99 Н/мм², ударной вязкости (образец не разрушается при энергии удара 150 Дж, а целый уголок - при энергии удара 300 Дж), значения напряжения сжатия при пределе текучести – 75 МПа на уровне капролона, хорошую теплостойкость и достаточно низкую истираемость, что по совокупности свойств позволило им пройти полигонные испытания до наработки тоннажа 260 млн. тонн брутто с наименьшими средним износом и изменением ширины колеи на опытном звене.

2. Изоляторы из ударопрочного полиамида ПА-6-Л-У1МП (изг. ООО «Авгур») показали высокие значения напряжения сжатия при пределе текучести – 95 МПа, достаточно низкую истираемость, но невысокие значения твердости и ударной вязкости. Поэтому характеристики ширины колеи с уголками ЗАО «АВГУР» после пропуска 100 млн. тонн брутто хуже, чем у уголков ООО «ПромЛит».

3. Изоляторы из полиамида «Зайтель-490» (изг. УДПП «АпАТэк-Полоцк») в ходе лабораторных, физико-механических испытаний показал средние значения. Причем напряжения сжатия при пределе текучести всего 55 МПа. Следовательно, переход от упругих напряжений сжатия к пластическим для этого материала происходит при более низких нагрузках, чем для других испытанных материалов. Поэтому износ уголков при наработке тоннажа более 100 млн. тонн брутто значительно больше чем у других.

4. Изоляторы из полиуретана «Elastollan R 2000» (изг. УДПП «АпАТэк-Полоцк» при лабораторных исследованиях показали высокую стойкость к истиранию, а также ударную вязкость (образец не разрушается при энергии удара 150 Дж, а целый уголок - при энергии удара 300 Дж), но низкие значения напряжения сжатия при пределе текучести и твердость. Однако низкие характеристики сжатия и твердости компенсируются высокой эластичностью материала, способностью восстанавливаться после действия нагрузки, очень хорошей демпфирующей способностью.

5. Изоляторы из блочного полиамида 6 (капролона) при лабораторных исследованиях показали высокую твердость и ударную вязкость, но и высокую истираемость, что повлияло на снижение показателей при полигонных испытаниях.

6. Изоляторы из высоковязкого полиамида (изг. ООО «Промстройсервис») показали достаточно высокие значения твердости - 110,74 Н/мм² и напряжения сжатия при пределе текучести - 100 МПа, но при этом максимальную из всех опытных образцов истираемость (унос массы составил 0,63 г). Вследствие чего, при полигонных испытаниях на этих изоляторах наибольший средний износ (0,16 мм) и изменение средней ширины колеи, которая на 1,5 – 2 мм выше, чем на участке с изоляторами из модифицированного ударопрочного полиамида ООО «Промлит».

Таким образом, наилучшие результаты при полигонных испытаниях показали изоляторы из модифицированного ударопрочного полиамида (изг. ООО «Промлит»), а также из полиуретана «Elastollan R 2000» (изг. УДПП «АпАТэк-Полоцк»). Значительно ниже результаты показали изоляторы из высоковязкого полиамида (изг. ООО «Промстройсервис»). Причиной этого является большая истираемость наполненных высоковязких полиамидов, несмотря на то, что они показали самые высокие характеристики сжатия. Следовательно, отказы изоляторов – демпферов в процессе эксплуатации в первую очередь связаны с процессами истирания, влияние процессов смятия значительно меньше.

INSTRON «Разницу можно измерить» ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ МАКРОХАРАКТЕРИСТИКИ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ Матолыгина Н.Ю., Люкшин Б.А., Люкшин П.А. Россия, ИФПМ СО РАН, ksa@ispms.tsc.ru

THERMALPHYSIC MAKROCHARACTERISTICS OF THE FILLED POLYMER COMPOSITES Ljukshin P.A., Ljukshin B.A., Matolygina N.Yu.

The traditional composite presents two-phase material that consists of matrix and inclusions. The cavity pockets might form during of thermal and power loading and then material presents the three-phase mixture.

Поле температуры находится в результате решения нестационарной двумерной задачи теплопроводности. Решение нестационарной задачи теплопроводности сводится к минимизации функционала

$$\chi = \int_{V} 0.5 \left[K_{xx} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + K_{yy} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)^2 + 2\lambda \frac{\partial T}{\partial t} T \right] dV + \int_{S1} qT dS + \int_{S2} \frac{h}{2} (T - T_{GRN})^2 dS$$

где S₁ – площадь поверхности, где задан поток тепла, S₂ – площадь поверхности, где происходит конвективный обмен тепла, *Kxx, Kyy* – коэффициенты теплопроводности, T – температура, $\lambda = c \cdot \rho$, с – удельная теплоемкость, ρ – плотность, V – объем области, q – поток тепла, h – коэффициент теплообмена, T_{GRN} – температура окружающей среды.

Условие экстремума функционала χ приводит к системе обыкновенных дифференциальных уравнений:

$$[C]\frac{\partial \{T\}}{\partial t} + [K] \cdot \{T\} + \{F\} = 0$$

где [C] – матрица демпфирования, [K] – матрица теплопроводности, {F} – вектор "нагрузки", {T} – вектор температуры.

Заменяя производную по времени в уравнении (2) её конечно-разностным аналогом, получим неявную разностную схему для решения уравнения теплопроводности методом конечных элементов

$$\left(\frac{\begin{bmatrix} C \\ \Delta t \end{bmatrix}}{\Delta t} + \begin{bmatrix} K \end{bmatrix}\right) \cdot \{T\}^{n+1} = \frac{\begin{bmatrix} C \\ \Delta t \end{bmatrix}}{\Delta t} \{T\}^n - \{F\}^{n+1}$$

Таким образом, если известен вектор температуры $\{T\}^n$ в момент времени t_n , то температура в

расчетной области в момент времени $t_{n+}\Delta t$ получается в результате решения системы линейных алгебраических уравнений, которая решается методом Гаусса. В данной работе использовались две различные сетки конечных элементов. Первая сетка содержит 691 узел и 1222 элемента, число уравнений при решении задачи теплопроводности равно 691. Вторая сетка содержит 14800 узлов, 28680 элементов, число уравнений в системе равно 14800.

Традиционный композиционный материал (КМ) представляет собой двухфазный материал, состоящий из матрицы и включения. В процессе термического и силового нагружения композиционного материала в матрице могут образовываться пустоты, и КМ будет представлять из себя трехфазную смесь. При этом теплофизические характеристики (удельная теплоемкость, плотность, коэффициент теплопроводности) в КМ будут представлять собой кусочно-постоянные функции.

При вычислении коэффициента теплопроводности воздушной прослойки конвективный теплообмен не учитывается. Теплообмен излучением учитывается при вычислении коэффициента теплопроводности воздушной прослойки следующим образом:

$K_3 = K_B + a_{\pi} \cdot h_Z$

где K_3 – коэффициент теплопроводности воздушной прослойки, K_B – коэффициент теплопроводности воздуха, $a_{\mathcal{I}}$ – коэффициент теплоотдачи излучением, h_Z – толщина воздушной прослойки.

Задание физико-механических характеристик других фаз КМ (полиэтилен, железо) затруднений не вызывает.

Нестационарная задача теплопроводности решается для прямоугольной области методом конечных элементов. На двух кромках прямоугольника ставятся условия симметрии, на остальных – условия Дирихле (задается температура). Получено распределение температуры, и количество теплоты в неоднородной области в различные моменты времени для пластинки из железа и полиэтилена, пластинки из железа, полиэтилена и воздушных прослоек.

Плотность и удельная теплоемкость КМ рассчитывается по теории смесей. Коэффициент теплопроводности КМ рассчитывается следующим образом.

Количество теплоты, передаваемое пластинке за время *t*, равно:

$$Q = \sum_{i=1}^{n_1} c_1 V_i \rho_1 \Delta T_i + \sum_{j=1}^{n_2} c_2 V_j \rho_2 \Delta T_j + \sum_{k=1}^{n_3} c_3 V_k \rho_3 \Delta T_k;$$

где n1 - число конечных элементов одной фазы; n2 - число конечных элементов второй фазы; n3 – число конечных элементов воздушной прослойки (n1 + n2 + n3 = 28680); ΔT_i , $\Delta T_j \Delta T_k$ - изменение температуры в i, j, k конечном элементе.

Изменение температуры в каком-либо элементе пластинки равно разности между температурой T(x,y,t), полученной в результате решения задачи теплопроводности, и начальной температурой T(x,y,0).

То же самое количество теплоты можно получить, исходя из того, что композиционный материал представляет собой однородный материал с некоторым осредненным коэффициентом теплопроводности *K*_{yy}:

$$Q = \frac{K_{yy} \cdot S \cdot t \cdot \Delta T}{l}; \tag{1}$$

где S – площадь стороны пластинки; t – время, в течении которого в пластинку передается количество теплоты Q; ΔT – разность между заданной температурой на стороне пластинки и начальной температурой ; l – расстояние, на которое распространилось тепло за время t

Если в (1) задаться конкретными значениями всех величин, кроме коэффициента теплопроводности, то легко видеть, что этот коэффициент теплопроводности определяется соотношением:

$$K_{yy} = \frac{Q \cdot l}{S \cdot t \cdot \Delta T}; \tag{2}$$

Если использовать теорию смесей, то коэффициент теплопроводности будет определяться либо выражением, где фигурируют объемы фаз:

$$K_{yy} = \frac{K_1 V_1 + K_2 V_2 + K_3 V_3}{V_1 + V_2 + V_3}$$
(3)

где *К*₁, *К*₂, *К*₃- коэффициенты теплопроводности первой, второй и третьей фаз, либо аналогичной формулой, где фигурируют массы фаз.

Отмечается, что коэффициенты теплопроводности, полученные по формулам (2) и (3), могут отличаться в 10 раз. Скорость распространения тепла и количество теплоты в неоднородной трехфазной пластинке и в однородной пластинке с коэффициентом теплопроводности, рассчитанным по формуле (2), примерно равны. Скорости распространения тепла в неоднородной пластинке и в однородной пластинке с коэффициентом теплопроводности, рассчитанным по формуле(3), отличаются примерно в три раза.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проекты 08 - 01- 00205 – a, 09 - 08 – 00752 – a.

СТАТИСТИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПАРАМЕТРОВ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОЛИМЕРОВ

<u>Мержиевский Л.А.¹, Карпов Е.В.¹, Авсейко Е.О.²</u>

¹Россия, Новосибирск, Институт гидродинамики им. М.А.Лаврентьева СО РАН ²Россия, Новосибирск, Новосибирский государственный технический университет merzh@hydro.nsc.ru

THE STATISTICAL CHARACTERISTIC OF JERKY FLOW AT DEFORMATION OF POLYMERS <u>Merzhievsky L.A.</u>, Karpov E.V., Avsejko E.O.

Diagrammes of deformation with zones of jerky flow are presented. Boundary of zones of jerky flow on diagrammes of deformation are established. Statistical characteristics of of jerky flow are received and discussed.

В [1] приводились и обсуждались данные о впервые наблюдавшейся прерывистой текучести полимеров на макроскопическом уровне. Ранее этот эффект наблюдался на микроуровне [2-5]. В данной работе продолжены макроскопические исследования прерывистой текучести полимерных материалов. Эксперименты проводились на установке для испытания материалов ZWICK TC-FR100TL.A4K с электрическим приводом, оборудованной системой автоматизированного управления, с выводом измеряемых параметров на персональный компьютер. Нагружение



выделенных областей достаточно условны ввиду ограниченности количества проведенных экспериментов.

Проведен статистический анализ скачков напряжения на диаграммах деформирования, построены гистограммы нормированных амплитуд скачков напряжения. Характер гистограмм меняется с изменением скорости деформирования от близкого к равномерному до

колоколообразного смещенным co максимумом. В последнем случае экспериментальные хорошо данные приближаются логарифмически нормальным рапределением, как это показано на рис.3, где кривая логарифмически нормальная Анализ функция. статистических ланных

осуществлялось при постоянной скорости деформирования. Получены диаграммы деформирования полиметилметакрилата (ПММА) и фторопласта (ПТФЭ) в широком диапазоне изменения скоростей деформации. На диаграммах выделялись и анализировались участки прерывистой текучести, то есть области макроскопического проявления неоднородности и неустойчивости необратимой деформации. Установлено, что на этих участках прерывистая текучесть возникает, по крайней мере, на трех масштабных уровнях и имеет периодический характер. Пример участка диаграммы, котором проявляется эффект на прерывистой текучести, показан на рис.1. Выявлены области существования скачков разных масштабных уровней на плоскости деформация – скорость деформации. Диаграмма областей существования макроскопической прерывистой текучести показана на рис.2. Границы



показал, что связь между амплитудами скачков и приращениями деформаций носит степенной

характер, что позволяет говорить о масштабной инвариантности скачкообразной деформации исследованных полимеров. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения возможности установления корреляции скачков напряжения с размерами характерных структурных элементов рассмотренных полимеров, последовательно активирующимися в процессе деформирования.

Работа поддержана Интеграционным проектом СО РАН № 115.



Литература.

1. Л.А.Мержиевский, Е.В.Карпов, Е.О.Авсейко, Скалов С.А. Особенности диаграмм деформирования некоторых полимеров. Сборник статей по материалам Второй международной конференции «Деформирование и разрушение материалов и наноматериалов». Москва, 2007, с.306-307.

2. Н.Н.Песчанская, П.Н.Якушев. О скачкообразной деформации твердых полимеров. ФТТ, 1988, т. 30,

в. 7, с. 2196 – 2198.

3. Н.Н.Песчанская. Скачкообразная деформация твердых аморфных полимеров. ФТТ, 2001, т. 43, в. 8, с. 1418 - 1422.

4. Н.Н.Песчанская, П.Н.Якушев, В.М.Егоров, В.А.Берштейн, L.Bokobza. Скачкообразная деформация и морфология полимеров. ФТТ, 2002, т. 44, в. 9, с. 1609 - 1613.

5. Н.Н.Песчанская, П.Н.Якушев, В.А.Берштейн, М.Keating, Т.Krizan. Гетерогенность структуры и скачкообразная деформация полимеров на мезоуровне. ФТТ, 2005, т. 47, в. 5, с. 920 - 923.

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВ В МЕДИЦИНЕ

Парфенюк В.И., Чуловская С.А., Гарасько Е.В.

Россия, Иваново, Институт химии растворов РАН

Россия, Иваново, Ивановская государственная медицинская академия

vip@isc-ras.ru

APPLICATION OF NANO SIZE COPPER CONTAINING POWDERS IN MEDICINE <u>Parfenyuk V.I.,</u> Chulovskaya S.A., Garasko E.V.

The results of experimental studies of biocidic properties of copper nanopraticles prepared by cathodic reduction method from water-organic electrolyte solutions have been reported. It has been noted that antimicrobial activity of metal copper and copper nanoparticles differs significantly. The studies testify about potential application of silver nanoparticles in nanomedicine for modification of traditional medical materials to increase their biocidic efficiency.

Введение

Новейшие достижения во многих областях науки и техники связаны с использованием наноразмерных частиц металлов [1]. Снижение размера частиц до 10-100 нм позволяет придать материалам на их основе совершенно новые функциональные характеристики. Среди наноструктурных материалов широко используются наноразмерные порошки меди и ее оксидов, высокая удельная поверхность и энергонасыщенность которых открывают большие возможности их применения в различных областях науки и техники. В частности, в медицине, для создания санитарно - гигиенических средств нового поколения: имплантантов, адгезинов, систем для доставки лекарств, антибактериальных покрытий для биомедицинских приборов и противомикробных упаковок [2].

Наноразмерные медьсодержащие порошки (средний Ø 50 нм) получены методом электрохимического катодного восстановления из водно-органических растворов сульфата и дихлорида меди [3, 4]. Размер и состав получаемых материалов направленно регулировали варьированием электрических режимов, состава раствора и других параметров электролиза.

В настоящей работе рассмотрены основные особенности формирования наночастиц меди из водно-изопропанольных растворов электролитов в процессе электрохимического катодного осаждения. Показаны возможности применения синтезированных порошков для модификации традиционных медицинских материалов с целью придания им биоцидных свойств.

Материалы и методика

Ультрадисперсные медьсодержащие порошки получены в процессе электроосаждения из водно-изопропанольных растворов сульфата меди с применением оксиднорутениево-титановых анодов и стального катода. Форма анодов и катода выбраны таким образом, чтобы обеспечивалось равномерное распределение тока по поверхности катода. В качестве электролизера применялась стеклянная ячейка с плоским дном объемом 900 мл. Соотношение соли изменялось в пределах 0.01 - 0.4 моль/кг растворителя (m); изопропилового спирта (i-C₃H₇OH) - 0.00 - 0.50 м.д. Для приготовления электролита использовали реактивы квалификации «хч». Все эксперименты проводили при комнатной температуре. Подробное описание процесса приведено в [5].

Размерный состав синтезированных порошков изучали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе ЭМВ-100.

Оценка антимикробной активности порошков проводилась на фирмикутных бактериях семейства Micrococcaceae – Staphylococcus по методике, включающей испытания образцов на бактерицидность [6]. Исследуемые порошки наносили на перевязочные материалы из спиртовой 1% суспензии путем пропитки. Подготовка штаммов для исследования осуществлялась в соответствии с методическими рекомендациями к контролю питательных сред по биологическим показателям [7]. Суточные культуры тест-штаммов на скошенном мясо-пептонном агаре (МПА) смывали физиологическим раствором и подводили под оптический стандарт мутности, соответствующий 5 единицам (500 млн. микробных клеток в 1 мл).

Результаты и обсуждение

Результаты анализа микрофотографий (рис. 1a) наноразмерных порошка меди представлены в виде гистограмм на рис. 1б. Основная часть (~85 %) от общей массы частиц порошка составляют наночастицы с размерами от 20 до 100 нм. Максимум приходится на частицы с размерами ~50 нм. Меньшая часть (~15 %) приходится на более крупные образования (200 и более нм), состоящие из слабосвязанных частиц малого размера.



Рис. 1. Микрофотография (а) и гистограмма (б) наноразмерного медьсодержащего порошка.

На рис 2 представлены результаты исследования биоактивности чистого перевязочного материала (рис. 2а) и материала, модифицированного наноразмерным медьсодержащим порошком (рис. 2б) после воздействия на бактериальный газон со штаммами Staphylococcus на плотной питательной среде.



Анализ полученных данных (рис. 2a, б) позволяет сказать, что исходный перевязочный материал не подавляет рост культуры Staphylococcus. Материал, модифицированный наночастицами меди, проявляет сильную противомикробную активность. Оценка биоактивности в жидкой питательной среде подтверждает полученные данные. Следует отметить, что динамика инактивации бактерий сохраняется в течение месяца.

Выводы

Рис. 2. Оценка биологической активности материалов.

Выполненное исследование показало возможность синтеза наноразмерных порошков меди из водно-

изопропанольных растворов сульфата меди методом электрохимического катодного восстановления. Полученные

научные результаты позволяют внести дополнительную информацию в понимание механизма электрокристаллизации ультрадисперсных металлсодержащих порошков.

Большая удельная площадь поверхности наноразмерных порошков меди увеличивает область контакта с микроорганизмами, улучшая его бактерицидные свойства. В основе механизма биоцидного воздействия наноразмерных медьсодержащих частиц на различные микроорганизмы лежит принцип комплементарности, как основа самосборки временных и неустойчивых неорганобиологических структур, обусловленных взаимодействием ионов меди с функциональными группами аминокислот, входящих в состав белковых образований бактерий, с дальнейшей денатурацией белков и гибелью микроорганизмов.

Вышесказанное позволяет применять ультрадисперсных металлические порошки в широкой медицинской практике в качестве биоцидных препаратов.

Литература

- **1.** Помогайло А.Д., Розенберг А.С., Уфлянд И.Е. Наночастицы металлов в полимерах. М.: Химия, 2000. 672 с.
- **2.** Гарасько Е.В., Тесакова М.В., Чуловская С.А., Парфенюк В.И. Применение наноразмерных медьсодержащих порошков в качестве эффективных биоцидных препаратов // Изв. вузов. Химия и хим. технология. 2008. Т. 51. С. 116-119.
- **3.** *Чуловская С.А., Балмасов А.В., Лилин С.А., Парфенюк В.И.* // Защита металлов. 2006. Т. 42. № 3. С. 1-4.
- 4. Чуловская С.А., Кузьмин С.М., Парфенюк В.И. // ЖПХ. 2008. Т. 81. №. 11. С. 1791-1795.
- 5. *Чуловская С.А., Парфенюк В.И.* // Электронная обработка материалов. 2008. Т. 249. № 1. С. 58-63.
- 6. Вольф Л.А., Меос А.И. Волокна специального назначения. М.: Химия, 1971. 223 с.
- **7.** Справочник по микробиологическим и вирусологическим методам исследования / под ред. М. О. Биргера. М.:Медицина, 1982. 464 с.

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВ ФТОРОПЛАСТА РАЗЛИЧНОЙ ДИСПЕРСНОСТИ И МОРФОЛОГИИ

Пугачев Д.В.¹, Баронин Г.С.², Столин А.М.²

1 – Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем

материаловедения РАН, г. Черноголовка,

2 – Тамбовский государственный технический университет

solobasist83@mail.ru

В настоящей работе предложен реологический подход к нахождению оптимальных условий прессования различных марок фторопласта:

1. Ф-4 – исходный не модифицированный полимер.

2. Ф-4М (ТУ 2213–054–00203521–99) – содержит небольшое количество модификатора, высокая прочность, меньшая пористость по сравнению с ф-4;

3. Ф-4Д (ГОСТ 14906) – тонкодисперсная модификация, с меньшим молекулярным весом, чем у Ф-4;

4. Форум и флуралит – ультрадисперсные порошки, полученные методом газофазного синтеза.

5. Отходы ф-4, полученные на установке терморазложения.

С точки зрения реологии относительное изменение плотности или объема материала есть деформация. Исходя из этого, уплотнение порошков и их формуемость рассматриваются как нестационарные процессы деформирования, которые зависят от реологических факторов. Он позволяет установить механизмы деформирования порошковых материалов, определить их реологические свойства и т.д. Суть подхода состоит в экспериментальном изучении кривых «напряжение-деформация» в режиме постоянства скорости деформирования (а не постоянства давления). Эти кривые инвариантны к оборудованию и к форме заготовки. Важно отметить, что эти кривые получаются непрерывно из одного опыта. Таким образом, в рамках предлагаемого подхода существенно облегчается оценка требуемых значений давления, обеспечивающих заданные значения плотности заготовки.

Деформирование порошков фторопласта различных марок производили на испытательной машине «ИНСТРОН» при скорости нагружения 5 мм/мин. Обеспечиваемая гарантированная точность измерения скорости приложения нагрузки составляет 1%. Эксперименты проводились в прессформе при комнатной температуре.

Установлены интервалы напряжений, соответствующие трем различным стадиям процесса деформирования изучаемой марки. Определены интервалы давлений, обеспечивающие заданные значения плотности материала, необходимых для формования полимерных порошков. Экспериментально установлено, что время прохождения стадии пластического деформирования зависит от дисперсности и морфологии частиц порошка. Чем мельче частицы, тем быстрее протекает данная стадия.

Работа выполнена при финансовой поддержке России в рамках Аналитической ведомственной программы «Развитие научного потенциала высшей школы», код РНП. 2. 2. 1. 1. 5355 и при поддержке РФФИ проект Т70;06-03-22000 «Синтез передовых материалов с контролируемыми структурой и свойствами методом СВС».

ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА И КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ Распопов Л. Н., Матковский П. Е.

Россия, Инстиут проблем химической физики РАН, E-mail: pem@icp.ac.ru

STRENGTH OF THE COMPOSITES ON THE BASE OF POLYETHYLENE AND CATALYTICALLY ACTIVE FILLERS Raspopov L.N., Matkovskiy P.E.

Influence of the degree of filling and the nature of catalytically active fillers on deformation and strength properties of the polyethylene-mineral composites (**PEMC**) obtained by synthesis of polyethylene on the surface of high-disperse particles of kaolin, diatomite and bauxite was studied. It was shown that strength and breakdown elongation decreased steadily to 65% w/w and modulus of elasticity increased with increasing of filling degree. Degree of strength and deformation of PEMC variation determines by nature of filler and filling degree. Highest strength characteristics at all of filling degrees up to 65% w/w were obtained for polyethylene-kaolin composites. Empirical criteria for filling choice for high-filled PEMC synthesis were formulated.

Изучено влияние степени наполнения и природы каталитически активных наполнителей на деформационно-прочностные свойства полиэтилен-минеральных композитов (ПЭМК), полученных синтезом полиэтилена на высокодисперсных частицах каолина, диатомита и боксита.. Прочность и относительное удлинение при разрушении с повышением степени наполнения до 65 мас. % снижаются, а модуль упругости – возрастает. Масштаб изменения прочности и деформируемости ПЭМК в зависимости от степени наполнения определяется природой наполнителя. Наиболее высокие прочностные характеристики при степенях наполнения до 65 мас. % имеют ПЭ-каолиновые композиты. Предложены эмпирические критерии выбора наполнителей для получения высоконаполненных (50-65 мас. %) ПЭМК.

В качестве наполнителей при получении идеально-однородных по составу ПЭМК в настоящей работе использовались высоко-дисперсные наполнители-катализаторы – каолины Глуховецкого, Еленинского и Ангренского месторождений, диатомиты Кисатибского и Тюменьского месторождений и бокситы месторождений «Красный Октябрь» и «Дебеле». Они содержат оксиды и соли переходных металлов (Ti, V, Cr и др.) в количествах достаточных для обеспечения высокой каталитической активности наполнителей в процессе полимеризации этилена. Было установлено [1-3], что полимеризационное наполнение ПЭ высокодисперсными минералами-катализаторами, имеет ряд преимуществ перед смесевым наполнением. Оно обеспечивает идеально- однородное распределение компонентов ПЭМК в продукте. В случае композитов, включающих сверхвысокомолекулярный ПЭ, этот вид наполнения является единственным способом получения гомогенных ПЭМК. При этом наблюдается практически полное покрытие частиц наполнителякатализатора полимером с химическим взаимодействием полимера с наполнителем в пограничном слое. Полимеризационное наполнение осуществляют двумя способами: 1. В случае, когда наполнитель инертен, тогда на его поверхности формируют катализатор – сначала повехность частиц наполнителя активируют TiCl₄, VCl₄ или VOCl₃, а затем обрабатывают сокатализатором - (C₂H₅)₃Al, (C₂H₅)₂AlCl или (i-C₄H₉)₃Al. 2. В случае, когда наполнитель уже содержит конституционные оксиды или соли Ti, V, Cr, тогда, обрабатывая наполнители-катализаторы (C₂H₅)₃Al, (C₂H₅)₂AlCl или (i-С₄H₉)₃Al, находящиеся на поверхности частиц, оксиды или соли Ti, V, Cr превращают в активные центры полимеризации этилена. В данной работе использовали второй способ получения ПЭМК.

Образцы для определения деформационно-прочностных свойства ПЭМК вырезали из пластин толщиной 1,5-2,0 мм, приготовленныхтермобарическимпрессованием в пресс-форме закрытого типа под давлением 10 МПа, 190°С, времени прогрева2-3 мин на 1 мм толщины пластины и скорости охлаждения ее около 10°С/мин. Разрушение образцов изучали в режиме одноосного растяжения при относительной скорости деформации 1 мин⁻¹. В каждом опыте использовали пять образцов.

Зависимости условных пределов текучести σ_{r} , разрывных прочностей σ_{p} и удлинений ε_{p} для каолиновых (ПЭКК), диатомитовых (ПЭДК) и бокситовых (ПЭБК) композитов от массовой доли наполнения α качественно имеют сходный вид. Количественно же они существенно отличаются друг от друга: в диапазоне α от 0 до 50 мас. % σ_{r} для всех трех ПЭМК линейно снижается от 23 до 20 МПа, σ_{p} снижается по **2**-образной кривой от 37 до 15 МПа. ε_{p} в случае ПЭКК по **2**-образной кривой

снижается от 500 до 150 % (т. е. в 3.3 раза, а в случае ПЭДК и ПЭБК ε_p снижается от 425 до 10 % (т. е. в 42 раза !). Это свидетельствует о том, что в композиционном материале «пластический полимер – жесткий наполнитель» существует некоторая критическая концентрация наполнителя a^* , выше которой резко возрастает вероятность образования крупных агломератов частиц наполнителя, которые играют определяющую роль в инициировании разрушения композиционного материала [4].

2-образных кривых $\varepsilon_p = f(a)$ показал, что такая критическая концентрация может Анализ соответствовать значению α^* на кривой для точки перегиба. Так, в случае ПЭКК она приходится на α^* = 42 мас. % (хрупкость ПЭКК наступает при α ≥ 65 мас. %), в случае ПЭДК она приходится на α^* = 23 мас. % (хрупкость ПЭДК наступает при $\alpha \ge 30$ мас. %), а в случае ПЭБК она приходится на $\alpha^* = 30$ мас. % (хрупкость ПЭДК наступает при $\alpha \ge 35$ мас. %). Иными словами, чем выше α^* , тем позже наступает катастрофа, обусловленная хрупким разрушением ПЭМК. Почему разрушение ПЭДК и ПЭБК натупает раньше, чем ПЭКК ? Полнота покрытия частиц наполнителя ПЭ в пределах докритической степени наполнения *а*^{*} практически у всех ПЭМК одинакова и составляет около 98 %, Средний размер частиц каолина и боксита не слишком различается (14-62 мкм) и молекулярная масса ПЭ практически одинакова (1,4-1,9) · 10⁶ г/моль. Однако, в отличие от частиц каолина, частицы диатомита, имея нано размеры, отличаются большим разнообразием формы и высокой сорбционной способностью, что приводит к неравномерности покрытия частиц диатомита ПЭ. Боксит же склонен образовывать крупные агломераты. Для диатомита и боксита характерны высокие параметры рельефа поверхности и объемная пористость частиц. Сравнение свойств ПЭДК и ПЭБК со свойствами ПЭКК при одинаковых α показывает, что в случае каолина, имеющего наиболее низкую удельную поверхность, єр оказывается значительно выше. Это может быть следствием того, что толщина ПЭ прослойки между частицами каолина в ПЭКК больше и, соответственно, больше объем ПЭ матрицы, подвергающейся деформированию.

Таким образом, видно, что слишком большая удельная поверхность наполнителя, являющаяся следствием большой дисперсности и пористости частиц, не обеспечивает комбинацию высоких значений $\sigma_p \, u \, \varepsilon_p$ композитов. Тем не менее, все без исключения ПЭКК, ПЭДК и ПЭБК, полученные с применением конституционных катализаторов, активированных Al-органическими соединениями, характеризуются комплексом высоких деформационно-прочностных свойств вплоть до $\alpha = 30$ мас. %, которую для них можно считать критической. Исключение в этом ряду композитов представляет ПЭКК, у которого $\alpha^* = 42$ мас. %.

Совокупность результатов данной работы позволяет сформулировать эмпирические критерии получения высоконаполненных (50-65 мас. %) синтетических ПЭ композитов с высокими деформационно-прочностными свойствами: средний диаметр частиц не должен превышать 20 мкм, удельная поверхность должна быть не больше 20 м²/г при невысокой пористости частиц наполнителя, слабо развитом рельефе поверхности, относительно простой форме частиц и равномерном распределении активных центров по поверхности частиц наполнителя-катализатора.

- 1. Ениколопян Н. С., Дьячковский Ф. С., Новокшонова Л. А. // В сб. «Комплексные металлоорганические катализаторы полимеризации олефинов». Черноголовка. РИО ИПХФ РАН. 1982. № 9. С. 3-32.
- 2. Черная Л. И., Матковский П. Е., Стунжас М. Г., Колесников Ю. Н., Брикенштейн Х.-М. А. // В сб. «Комплексные металлоорганические катализаторы полимеризации олефинов». Черноголовка. РИО ИПХФ РАН. 1982. № 9. С. 33-37.
- 3. Власова Н. Н., Матковский П. Е., Ениколопян Н. С., Папоян А. Т.. Восторгов П. Е., Сергеев В. И. // Высокомолек. соед. Серия А. 1985. Т. 27. № 10. С. 2120-2129.
- 4. Товмасян Ю. И., Тополкараев В. А., Берлин Ал. Ал., Журавлев Н. А., Ениколопян Н. С. // Высокомолек. соед. Серия А. 1986. Т. 28. № 2. С. 321-327.

НОВЫЕ АЛЬГИНАТНЫЕ ГИДРОГЕЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ЖЕЛАТИНУ И АГАР-АГАР

Рахимбаева Д.Ж., Мусабеков К.Б., Батырбеков Е.О.* Казахстан, Казахский национальный университет имени аль-Фараби, *Институт химических наук им. А.Б.Бектурова, diko_rakhimbaeva@inbox.ru

NEW ALGINATE HYDROGELS CONSISTED GELATINE AND AGAR-AGAR D. Zh. Rakhimbaeva, K.B. Mussabekov, E.O. Batyrbekov^{*}. Kazakhstan, Al-Faraby's Kazakh national university, *Bekturov Institute of Chemical Sciences, diko_rakhimbaeva@inbox.ru

Influence of natural ecologically pure polymers - gelatin and agar-agar, - on formation and physical and chemical properties of hydrogels calcic salts of alginic acid.

Исследовано влияние природных экологически чистых полимеров – желатины и агар-агара, - на формирование и физико-химические свойства гидрогелей кальциевых солей альгиновой кислоты.

Последние десятилетия макромолекулярные носители широко используются для направленной доставки лекарственных агентов непосредственно в орган-мишень. Физиологические соединение обладающие высокой биоактивностью из инертных биодеградируемых водонерастворых оболочек получают носители, высвобождающие лекарственное вещество, с достаточной скоростью в пораженных тканях и органах. Основная задача лечения раковых опухолей заключается в избирательном подавлении злокачественных клеток без повреждения здоровых тканей организма. Одним из затруднений, возникающих при химиотерапевтическом использовании противоопухолевых препаратов, является отсутствие направленного транспорта в клетки опухоли, из-за этого для создания локальной терапевтической концентрации необходимо повышать общее содержание препарата в организме, что приводит к поражению жизненно важных органов. Настоящее время разрабатываются новые способы лечения опухолевых заболевании, обеспечивающие специфическую направленность и преодоление множественной лекарственной устойчивости. Такой эффект может быть достигнут при использовании лекарственных форм (ЛФ) нового поколения – систем направленного транспорта.

Среди перспективных систем способных обеспечить доставку фармакологически активного агента в орган- мишень в оптимальной концентрации и благодаря длительной циркуляции в кровяном русле пролонгировать действие лекарственного вещества(ЛВ), следует особо выделить коллоидные лекарственные средства на полимерной основе.

С целью получения полимерных носителей противоопухолевых препаратов изучено влияние природных экологически чистых полимеров – желатины и агар-агара, - на формирование и физикохимические свойства гидрогелей кальциевых солей альгиновой кислоты, ранее использованных для иммобилизации лекарственных препаратов. Для этого водные растворы смесей альгината натрия с желатиной или агар-агаром при определенных соотношениях капали в 0,1 молярные растворы CaCl₂. Затем полученные сферические микрочастицы со средним диаметром 1,0±0,5 мм. в течение 15 мин. промывали дистиллированной водой. Далее изучали кинетику набухания микрочастиц. Установлено, что:

1) С ростом концентрации альгината Na в исходном растворе в пределах от 1 до 3 % равновесные значения коэффициента набухания (К_{наб. рав.}) микросфер меняется в пределах 1,65÷1,90. Эти значения достигаются за 30-40 минут.

2) Рост концентрации желатины в смешанных альгинатно-желатиновых гидрогелях в пределах от 0,25% до 2,0% (при постоянной концентрации альгината ~ 1,0%) приводит к росту значений $K_{\text{наб. рав.}}$ от 1,3 до 3,5. При концентрации альгината Na=2,0% значения $K_{\text{наб. рав.}}$ меняются в пределах от 1,4 до 2,3.

3) Введение агар-агара вместо желатины не приводит к качественному изменению кинетики набухания и его равновесного значения. Так, для микросфер, полученных из 1 % растворов альгината натрия, но содержащих различные концентрации (0,25÷2,0%) агар-агара, значения К_{наб. рав.} меняются в пределах 1,3÷2,3. При увеличении концентрации альгината в 3 раза, значения К_{наб. рав.} меняются в пределах 1,45÷1,8.

Таким образом, набухание смешанных гидрогелей альгината Na с желатиной и агар-агаром определяется, в основном, концентрацией альгината. Влияние второго компонента на набухание гелей идентичное.

Природа связей в смешанных альгинатных гелях установлена с помощью ИК-спектроскопии. Спектры регистрировали на приборе Nicolet 5700. в области 4000-400 см⁻¹. С использованием методики 1 мг вещества в 250 мг бромида калия. В спектрах системы альгинат кальция – агар-агар полоса поглащения валентных колебаний ОН-связи расположена примерно в той же области, что и в спектре чистого альгината (3435-3466 см⁻), однако, она становиться более структурированной (появляются новые полосы 2990-2930 см⁻). Это валентные колебания связи С-Н.

Заметное изменение наблюдается в области поглощения карбонильной группы – полоса поглощения, связанная с ее колебаниями, становиться менее интенсивной и смещается в область высоких частот. Это свидетельствует об ослаблении связи C=0, которое происходит за счет взаимодействия данной группы с соответствующими центрами в агар-агаре. Кроме того, в спектре данной системы проявляется поглощение карбоксильной группы в анионной форме (1260-1160 см¹ и 850-700 см⁻¹, соответственно, валентные и ножничные колебания – СОО⁻ связи). Это подтверждает наличие взаимодействия между компонентами системы (образование водородных связей и электростатических взаимодействий).

В спектрах системы, альгинат кальция – желатина наблюдаются такие же изменения. Кроме того, сравнение ИК-спектров обеих систем позволяет заключить, что взаимодействие альгината Са с желатиной более выражено, чем в системе альгинат Са - агар-агар.

НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПТФЭ И ПРИРОДНЫХ СЛОИСТЫХ СИЛИКАТОВ Слепцова С.А., Афанасьева Е.С., Григорьева В.П.

Россия, Якутский государственный университет имени М.К. Аммосова, ssard@yandex.ru

NANOCOMPOSITE BASED ON THE POLYTETRAFLUORETHYLENE AND NATURAL LAYERED SILICATE

Sleptsova S.A., Afanasieva E.S., Grigorieva V.P.

Results physical-mechanical, tribotechnical and structural researches of composites on a basis polytetrafluoroethylene and natural layered silicates are resulted. Possibility of essential increase триботехнических characteristics of composites is shown by introduction of small amount of the activated silicates. Results of structural researches of surfaces of a friction of composites by methods scanning probe microscopy and IR-spectroscopy are discussed.

Одним из перспективных методов структурной модификации полимеров является использование слоистых силикатов в качестве наполнителей. Интерес к силикатам как к эффективным модификаторам полимерной матрицы объясняется возможностью образования в композите пространственных непрерывных структур в системе за счет особенностей структурной организации минералов. Модифицирующая способность слоистых силикатов может быть в полной мере реализована в результате интеркаляции макромолекул полимера в межслойные пространствение (галереи) частиц наполнителя. В результате последующей эксфолиации (расслоения) наполнителей на единичные слои толщиной 1 нм под действием макромолекул полимера возможно формирование нанокомпозитов, обладающих свойствами, значительно превосходящими свойства исходного полимера. Основными задачами разработки нанокомпозитов «полимер-слоистый силикат» являются улучшение совместимости компонентов композита и увеличение расстояния между слоями силикатов для обеспечения внедрения макромолекул полимера. Наиболее простым и достаточно эффективным решением этих задач представляется механоактивация силикатов с определением оптимального режима их обработки.

Цель работы - исследование влияния слоистых силикатов на свойства ПТФЭ с использованием приемов механоактивации.

Объекты исследования: политетрафторэтилен (ПТФЭ) - промышленный продукт (ГОСТ 10007-80), наполнители вермикулит и серпентинит месторождений Республики Саха.

Анализ результатов физико-механических и триботехнических исследований композитов показал преимущество механоактивации силикатов в более щадящем режиме обработки. При введении наполнителей в количестве до 2 мас. % прочностные характеристики композитов остаются на уровне показателей исходного полимера, дальнейшее повышение содержания наполнителей приводит к постепенному снижению физико-механических свойств. Отмечается значительное повышение триботехнических характеристик композитов: снижение скорости массового изнашивания в 1000 раз у композита, содержащего 5 мас. % серпентинита и в 1500 раз у композита, содержащего 10 мас. % вермикулита; почти у всех композитов наблюдается снижение коэффициента трения. Этот факт может быть связан с изменением структуры поверхностного слоя полимерного композита в процессе трения и изнашивания.

В работе [1] при исследовании трибохимических процессов, протекающих при изнашивании композитов на основе ПТФЭ, показано образование высокоориентированной структуры поверхностных слоев материала со степенью кристалличности, превышающей исходные значения. В результате этого уменьшаются площадь контакта, механическая и молекулярная составляющие трения, приводящие к снижению коэффициента трения. Структурно-активный наполнитель способствует увеличению порядка и ориентации макромолекул при трении, участвуя в трибохимических процессах трибодеструкции полимера и последующего структурирования.

Для оценки влияния наполнителей на процессы трения и изнашивания композитов проведены структурные исследования методами атомно-силовой микроскопии на СЗМ и ИК-спектроскопии.

Сопоставление отсканированных участков композитов в виде изображений распределения локальной жесткости и фазового контраста позволяет заключить, что структуры поверхностей трения композитов представляют собой достаточно однородные, с высокой степенью упорядочения системы [2, 3]. Изучение рельефа поверхности трения композитов позволил выявить, что в процессе трения наполнители вытесняются на поверхностные слои композитов.

Сопоставление спектрограмм композитов до и после трения показывает, что введение наполнителей инициировало появление концевых С-Н групп (в области 2700-2900 см⁻¹ наблюдаются

DFMN-2009

пики, характерные для валентных колебаний, в области 1400-1500 см⁻¹ – для деформационных колебаний связей С-Н), интенсивность их увеличивается с повышением концентрации наполнителя. Возможно, с введением наполнителей в ходе формирования композитов начинают происходить процессы фрагментации макромолекул ПТФЭ. Истирание композитов привело к значительному увеличению интенсивности этих пиков, следовательно, в процессе трения увеличилось количество фрагментов макромолекул ПТФЭ. Кроме того, трение инициировало процессы окисления. В области 3200 - 3400 см⁻¹ наблюдается увеличение количества фрагментов, содержащих окисленные группы макромолекулы полимера. Содержание наполнителя увеличивает интенсивность полос, отвечающих за эти группы.

Таким образом, показано. что введение наполнителей повышает интенсивность трибодеструкции полимера и окислительных процессов в ходе трения. С другой стороны, в области 1600-1700 см⁻¹ в ИК-спектрах композитов обнаруживаются пики различной интенсивности в зависимости от степени наполнения, не характерные для исходного ПТФЭ. Из библиотеки спектров выяснено, что пики, лежащие в этой области, могут относиться к фрагментам двойных связей, либо фрагментам солей карбоновых кислот [4 - 6]. Из работ [7] известно влияние некоторых металлов на термо- и трибоокисление полимеров. Показано, что металл на начальных стадиях переработки полимера инициирует окислительные процессы, приводящие к образованию карбоксильных групп. В дальнейшем металл вступает во взаимодействие с карбоксильными группами, образуя соли, которые уже выступают как ингибиторы окислительных процессов. В процессе последующей термообработки полимера происходит сшивка отдельных фрагментов термоокислительного распада макромолекул и формируется сшитая, более упорядоченная, плотно упакованная структура, характеризуемая повышенной износостойкостью.

Заключение. По результатам комплексного исследования свойств композитов на основе ПТФЭ и слоистых силикатов показана перспективность использования природных минералов - серпентинита и вермикулита в качестве модификаторов ПТФЭ для разработки триботехнических материалов; выявлена корреляция взаимосвязи износостойкости композитов со структурой поверхности трения; показано существенное влияние активированных силикатов на процессы трибодеструкции и окисления, играющих значительную роль в формировании триботехнических характеристик материала; разработаны новые составы композитов с высоким уровнем триботехнических характеристик.

Использованная литература

1. А.А. Охлопкова, О.А. Адрианова, С.Н. Попов. Модификация полимеров

ультрадисперсными соединениями. - Якутск: ЯФ Изд-ва СО РАН, 2003. - 224с.

2. Суздалев И.П. Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. - М.: КомКнига, 2006. - 592 с.

3. Алексеев А.М., Бузин А.И. Методы СЗМ исследований полимеров. - // сайт www. ntmdt.com.

4. Э. Преч, Ф. Бюльманн, К. Аффольтер. Определение строения органических соединений – М.: Мир, 2006. - 438 с.

5. Л.М. Свердлов, М.А. Ковнер, Е.П. Крайнов. Колебательные спектры многоатомных молекул – М.: Наука, 1970. – 559 с.

6. Белобородов В.Л., Зурабян С.Э., Лузин А.П., Тюкавкина Н.А. Органическая химия. – М.: Дрофа, 2003. – 640 с.

7. Белый В.А., Егоренков Н.И., Плескачевский Ю.М. Термо- и трибоокислительные процессы. – М.: Химия. 1987. – 342 с.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, проект 09-03-98504-р_восток_а

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ И КИНЕТИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕТАЛЛОВ И СРЕДСТВ ИХ ЗАЩИТЫ С БИОДЕСТРУКТОРАМИ Стариков Н.Е., Краснобокий И.В., Гвоздев А.Е., Кузовлева О.В.

Тульский артиллерийский инженерный институт, г. Тула

THE RESEARCH OF NATURE AND KINETIC PATTERNS OF METAL INTERACTIONS AND MEANS OF THEIR PROTECTION WITH BIODESTRUCTORS

Starikov N.E., Krasnoboki I.V., Gvozdev A.E., Kusovleva O.V.

The analyses of lubricants for kinetic characteristics of anodic process in steel 35XH2MΦA-III have been carried out. It has been found out that, the samples protected by lubricants in all cases showed the highest current density of anodic dissolution of metal that in pure electrolyte.

Металлы и сплавы устойчивы к микробиологическим повреждениям. Обычно микробиологическая коррозия наблюдается при длительном хранении в атмосферных условиях металлических изделий, защищенных органическими смазочными материалами, которые являются пищей для микроскопических грибов и бактерий. В результате их жизнедеятельности изменяется рН среды на поверхности металла и разрушается пассивирующая пленка. Это подтверждают результаты технического контроля состояния изделий, защищенных смазочными материалами, хранящихся в различных климатических зонах РФ. Отмечены многочисленные случаи коррозии с наличием характерных признаков биологических поражений микроскопическими грибами и бактериями.

Для решения этой проблемы был проведен комплекс исследований природы и кинетических закономерностей взаимодействия металлов и средств их защиты с биодеструкторами. Было, в частности, изучено влияние смазочных материалов, зараженных микроорганизмами (МО) на кинетические характеристики анодного процесса стали 35ХН2МФА-Ш в промышленном нейтральном электролите.

Конструкционная легированная сталь 35ХН2МФА-Ш широко используется в производстве изделий специального назначения и имеет следующий химический состав (массовая доля элементов, %): 0,35С; до 1,5 Сг ; до 2 Ni ; до 1,5 Мо ; менее 1,5 V; S и P не более 0,04. Высокая коррозионная стойкость этой стали в атмосферных условиях объясняется переходом в пассивное состояние. Нарушение пассивного состояния стали 35ХН2МФА-Ш может быть вызвано продуктами метаболизма МО и, в частности изменением pH среды.

Были исследованы смазочные материалы следующих марок: ЛИТА, ГОИ-54П и ПИНС-АТ. ЛИТА готовят загущением веретенного масла АУ литиевым мылом стеариновой кислоты и церезином, кроме того эта смазка содержит еще антиокислительную и противозадирную присадки. ГОИ-54П готовят загущением маловязкого масла церезином с добавкой антикоррозионной присадки. ПИНС-АТ - пленкообразующий ингибитированный нефтяной состав.

Указанные смазки заражали смесью микроскопических грибов и бактерий, которая готовилась следующим образом: микромицеты грибов из чашки Петри пересевали в стерильных условиях (в боксе) на косяки с питательной средой Чапека-Докса в пробирки, а бактерии - с питательной средой МПА (мясо-пептонный агар). Затем пересевали эту смесь в пробирки, которые помещали на 9-10 суток в термостат.

Полученной смесью МО заражали смазочные материалы. Смазочные материалы, зараженные и незараженные вводили в электролит в количестве 20 г/л и помещали в качалки для ускорения процесса развития МО в термостатной комнате. Через каждые 7 дней фиксировали изменение pH.

В результате исследований было установлено, что процессы коррозии металлов под воздействием микроорганизмов-деструкторов протекают по закономерностям характерным для электрохимической коррозии. В большей степени стимулируют процессы коррозии микроскопические грибы - продуценты кислот. К сильным кислотообразующим относятся грибы рода Aspergillus и др. Из результатов проведенных исследований видно, что причиной повышения скорости коррозии является значительное облегчение процесса активирования поверхности металла в присутствии грибов, в том числе легко пассивируемых в обычных условиях металлов, таких как сталь 35ХН2МФА-Ш. Стимулирующим коррозию является фактор изменения pH среды - подкисление в случае культивирования Aspergillus niger и подщелачивание при Bacillus sp.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК 2 мас% АЭРОСИЛОВ И МИКРОНАПОЛНИТЕЛЕЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИПОЛИМЕРА НА ОСНОВЕ ЭД-20+ПЭПА Старокадомский Д.Л.

Институт Химии Поверхности им.акад.А.А.Чуйко, НАН Украины, г. Киев stard1@mail.ru

INFLUENCE OF SILICAS AND MICROFILLERS FROM RECYCLING MATERIALS ON STRENGHT OF EPOXYPOLYMER

Dmitry L. Starokadomsky

A.A.Chuiko Institute of Surface Chemistry NASU, ; Kiev, Ukraine. *stard1@mail.ru* ; buran88@list.ru

The influence of silicas (A-50, A-100, A-300, titanaerosil TAS) and recycling-fillers from polymers (PET, PS, epoxy), wood sawdust, brick dust on strength properties of polymer from epoxyresin ED-20 (+ 12,5 wt% PolyethylenePolyamine) were investigated.

На сегодня ресурс улучшения свойств эпоксиполимеров путём введения наполнителей новых видов (или в новых комбинациях) всё еще не исчерпан, и в этом направлении продолжаются активные исследования. Один из путей – введение малых добавок нано- и микронаполнителей. Несмотря на значительное количество работ в этой области, окончательно не установлен характер влияния таких популярных добавок как аэросилы, рутил, алюмосиликаты, полимерные порошки. Кроме того, сейчас активизирован поиск оптимальных наполнителей на базе отходов агро-, строй-, пром-производств (лузга, мел, кирпично-цементные отходы, полимеры). В случае нахождения подобных усиливающих или удешевляющих наполнителей, к экономическому прибавляется экологический эффект, в чём сейчас заинтересованы многие финансово-состоятельные структуры. Анализ литературы показал существование стойкого интереса ко всем этим группам наполнителей /1-8/, а некоторые неорганические дисперсии успешно проявили себя даже в качестве отвердителей (алюмофосфат, /9/).

В работе исследовано влияние на эпоксиполимер ряда наполнителей, представляющих разные группы материалов. Это а) нанокремнезём – исходные аэросилы разной удельной поверхности (A-50, A-100, A-300 – 50, 100 и 300 м²/г), а также титан-аэросил ТАС; титаноксидный микронаполнитель рутил; наполнители из рециклинговых материалов - полимерных порошков из эпоксиполимера, ПЭТ-, ПС-тары, опилок. Выбор концентрации 2 мас% определяется итогами предварительных опытов, показавших сравнительно малый эффект от такого наполнения); этот же вывод следует из результатов наполнения ЭД-20 кварцем в /9/. Следовательно, наблюдаемые изменения можно увязывать с природой наполнителя, а не его концентрацией.

Прочностные испытания осуществляли по ГОСТ: сжатие -4561-68 (цилиндры d=1см, пресс Schopper), адгезионый сдвиг при разрыве (ГОСТ 14760-59, склейки пластин 2×1,5 см, аппарат ЗИП/ДИ-1); отрыв (склейки стальных грибков d=2,5 см, ГОСТ 14760-69, отрывной станок УММ-1/Армавир); микротвёрдость (по Шору).



Как видно из рис.2, введение 2 мас% чистых аэросилов приводит к заметному повышению прочности на сжатие. Рос для первого порога F1 (пластической деформации) сравнительно небольшой, и пропорционален значению удельной поверхности аэросила - 3% для грубодиперсного A-50, 4% для A-100 и до 7% для мелкодисперсного A-300. Более заметен рост для второго порога F2 (окончательного разрушения – на 7-18%, хотя и без видимой корреляции с удельной повехностью (рис.2). Причём максимально полученные значения F2 могут превышать F2_{средн} ненаполненного композита на 23-24%, что говорит о ресурсе дальнейшего улучшения прочности путём оптимизиации технологии наполнения или модификации аэросила. Влияние аэросилов на прочность при отрыве Q также пропорционально их удельной поверхности (таб.1). После введения 2 мас% аэросилов возрастает микротвёрдость (таб.1).

Однако не любой аэросил способствует повышению прочностных показателей, что видно на примере снижения прочности на сжатие (рис.1) и адгезионной прочности (таб.2) после введения титнаэросила ТАС. Отметим неодонозначность влияния аэросилов на адгезионный сдвиг (таб.2).

В ряде случаев оказывается эффективным введение органических микронаполнителей, - например порошка ПЭТ для повышения микротвёрдости (таб.1) или эпоксиполимерного порошка для повышения прочности на сжатие (рис.2) и адгезионной прочности (таб.2). Однако чаще наблюдается ослабляющее действие таких добавок при 2 мас% наполнения.

Эффективным может быть введение неорганических микронаполнителей. Так, введение рутила или кирпичной пыли приводит к незначительному повышению или сохранению всех исследованных

DFMN-2009

показателей (таб.1. таб.2, рис.1).

Таким образом, влияние 2 мас% нанонаполнителей-аэросилов, может проявляться в повышении (реже – снижении) прочности на 5-17% и более, тогда как влияние микронаполнителей менее заметно и проявляется в сохранении или ослаблении свойств композита.

Таблица 1. Прочностные свойства композитов с 2 мас% наполнителей.						
	Прочность на отрыв Q (MPa)		Микротвёрдость (отн.ед.)			
Ненаполненный	14,0	100	101,35			
A-50	10,2	73,5	102,5*			
A-100	11,8	85	102			
A-300	16,1 (макс.знач. = 17,8)	116	101,65			
Рутил	14,5	103	-			
Опилки	9,0	65	101,4			
ПЭТ	-	-	103,1			
Эпоксиполимер	-	-	100,9			
Кирпичн.пыль	14,0	100	-			



Рис.2. Рост (%) прочности на сжатие F1 (пластической деформации), F2 (окончательного разрушения), максимально полученное значение для F2 (F2max) и соотношение F2max/F2_{ненаполн}.

Таблица 2. Изменение (в % к ненаполненному, Δ=+-5-10%) прочности на адгезионный сдвиг (срез) на подложках различной природы (2 мас% наполнителей). * - *полидисперсный, с грубой фракцией*.

Подложка	Изменение показателя прочности, в % к ненаполненному								
	Ненаполненный	A-100	Кирпичная	Эпокси-	Полист	ПЭТ*	Рутил	TAC	
			пыль	полимер	ирол*				
Алюминий	100 (60 кгс/см ²)	75	100	98	75	92	100	64	
Стеклопласт	100 (77 кгс/см ²)	100	74	100	96	57	-	-	
Бел.тонк.жесть	100 (42 кгс/см ²)	56	80	88	56	72	-	100	
Сталь	100 (50 кгс/см ²)	87	100	110		82	-	-	

1. Е.С. Светикова, И.А.Чалышева, А.Г.Панова. Использование отходов с/х-производств для наполнения полимеров.// Пластические Массы. – 2008. - №1. – С.29-31; 2. Особенности отверждения эпоксидных композитов, наполненных диоксидом титана./ В.А.Белошенко, М.К.Пактер, Л.Е.Чуйкова.// Пластические Массы. – 2007. - №7. – С.65-68.; З. Я.В.Миронюк. Исследование адсорбционной способности минеральных дисперсных наполнителей. – 4-я международная (нтернет-) конференция «Композиционные материалы». – Киев, 1-31.5.2009. – composition.org.ua. 4. DEGUSSA-EVONIK-2009. Матирующие добавки AEROSIL для лакокрасочной промышленности.// Проспект фирмы. 2009.; 5. В.А.Лиопо, В.А.Струк. С.В.Авдейчик. К механизму действия допинговых наноразмерных модификаторов в полимерных матрицах.// Пластические Массы. - 2007. - №8. - С.36-40. ; 6. Effects of nanoparticles SiO₂ on the performance of nanocomposites. Y.Zheng, Y.Zheng, R.Rong. // Materials Letters. - 2003. - N57. - P. **2940-2944**; 7. Preparation and characterisation of nanosilica/epoxy nanocomposite. / N.Dilsiz, I.Bagci, H.Yaluz, A.Bicer. // China-Europe Symposium. – Budapest, 2007. – P.55. 8. Старокадомский Д.Л. О влиянии содержания немодифицированного нанодисперсного кремнезёма на свойства эпоксиполимерных композитов. // Журнал Прикладной Химии. 2008. - №12. - С.2045-2051. 9. Отверждение эпоксидной смолы ЭД-20 кислым фосфатом алюминия в присутствии дисперсного кварца./Е.В.Лебедев, М.И.Шандрук, Н.В.Козак, О.В.Зинченко, Ю.М.Низельский.// Полимерный Журнал (Киев). - 2004. - Т.26, №1. – С.52-56. 10. Влияние дисперсных наполнителей на термомеханические и термические свойства эпоксидного компаунда. / Билогубка О.Р., Малахова И.В., Шийчук О.В.// Полимерный журнал. - 2005. - Т.27, ;4. - С.268-271.

ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОДНОНАПРАВЛЕННО АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТЕРЖНЕЙ В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО КЛИМАТА Федоров Ю.Ю., Федоров С.П. Россия, Институт проблем нефти и газа СО РАН, yuristan@yandex.ru

DEFORMATION AND STRENGTH PROPERTIES IS UNIDIRECTIONAL THE REINFORCED POLYMERIC COMPOSITE RODS IN CONDITIONS OF A COLD CLIMATE Fedorov Y.Y., Fedorov S.P.

Results of an experimental research of change of mechanical performances of specimens of rods of round section are presented is unidirectional reinforced glass fibre plastics and basalt fibre plastics exhibited in conditions of cold warehouse (Yakutsk) within 3th years. For an exploring of mechanical properties of specimens the test method on a pitching bending was used. Temperature of trials: 20 and -60°C. The analysis of results of a modification of ultimate stresses, limit warps and a coefficient of elasticity of the tested rods is conducted. Results have displayed tall climatic stability of a stuff of rods to effect of agents of a cold climate.

В работе исследовали влияние факторов холодного климата на изменение прочностных характеристик однонаправленно армированных стеклопластиков и базальтопластиков производства Бийского завода стеклопластиков после трехлетней натурной экспозиции в условиях холодного склада (г. Якутск). Образцы - однонаправленно армированные стержни круглого сечения диаметром 5,5 мм. Испытывались образцы из стеклопластика, матрицей которого является связующее на основе эпоксидной смолы и образцы стеклопластика на основе полиэфирной смолы и образцы базальтопластика на основе полиэфирной смолы и образцы базальтопластика на основе полиэфирной смолы и образцы базальтопластика на основе эпоксидной смолы. Армирующие волокна стеклопластика – ровинги из алюмоборосиликатного стекла (стекло Е) с диаметром волокна 17 мкм, базальтопластика – ровинги с диаметром волокна 13 мкм.

Из существующих методов испытаний армированных пластиков был выбран метод продольного изгиба. Этот метод имеет преимущества по сравнению с трех- и четырехточечными схемами изгиба, поскольку расчетная зона разрушения находиться далеко от точек приложения нагрузки к образцу. Еще одним преимуществом этого метода является то, что для продольного изгиба требуется нагрузка, примерно в 50 раз меньшая, чем для растяжения/сжатия образца такого же диаметра.

Экспонирование образцов (в ненапряженном состоянии) проводили в холодном складе в климатических условиях г. Якутска в течение трех лет. Испытания на продольный изгиб были проведены при температуре 20 и минус 60°С на универсальной испытательной машине UTS-20K со специально разработанными шарнирными захватами. Образцы с соотношением длины к диаметру равной 36 нагружали до разрушения со скоростью перемещения активного захвата 5 мм/мин с цифровой записью показаний текущей нагрузки, времени и сближения концов стержня. Путем обработки полученных данных строились диаграммы «напряжение – деформация», откуда определялись прочностные характеристики (разрушающее напряжение, предельная деформация) и модуль упругости материала стержней как контрольных (несостаренных), так и образцов прошедших экспозицию (состаренных).

Получены следующие средние значения механических свойств образцов при температуре испытания 20°С: стеклопластиковые стержни (связующее полиэфирная смола) – 1889,7 МПа (разрушающее напряжение), 3,5% (предельная деформация), 55,4 ГПа (модуль упругости); стеклопластиковые стержни (связующее эпоксидная смола) – 1927,7 МПа, 3,6%, 53,8 ГПа; базальтопластиковые стержни – 1493,7 МПа, 3,3%, 47,3 ГПа соответственно.

Несмотря на некоторое ухудшение механических свойств (4%) за время экспонирования полученные результаты показали высокую устойчивость материалов к условиям воздействия факторов холодного климата.

Х. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

ELASTIC SOLITON-LIKE EXCITATIONS CONDUCT THE MECHANO-LUMINESCENCE AS AN ORCHESTRA IN THE CRYSTALLINE QUARTZ

Abramova K.B.¹, Zotov S.D.², Kudriavtsev E.M.², Lebedev A.A.², Scherbakov I.P.¹

¹ – Ioffe Physico-Technical Institute, 194021, St Petersburg, Russia

² – Lebedev Physical Institute, 119911, Moscow, Russia

kudriavt@sci.lebedev.ru

1. In the present paper the investigations of the mechano-luminescence (ML) of solids are prolonged which is caused by pulse mechanical action on the sample. From their results follows, that two processes are excited by a pulse action in experiments and go separately: - process of glow (determined by ML) and non-linear acoustic wave process (consisting, as a rule, from many deformational Slow Solitonlike Elastic Waves (SSEW) with discrete velocities). It was shown for the metal (**Cu**) sample [1] that flat shock, resulting in considerable strain of the sample, excites in it the complicated wave process. The slow (as compared with the sound velocity) SSEW components traveled trough the sample with velocities U_i of 0.1 km/sec and less. They experienced thus 5÷6 reflections from its surfaces, calling ML at an exit to some surface of the sample.

As it was stated in many experiments (see, as example, review [2]), the value U_i^{calc} could be calculated (a the constant temperature) by the simple expression (*) $U_i^{calc} = v_l / (K)^i$, where *i* is the SSEW component number, v_l – the longitudinal sound velocity of studied sample material; K is the constant with the value close to 2. The value of experimentally measured velocity U_i^{exper} is usually (5÷30)% less then U_i^{calc} .

<u>The time structure of ML of the *crystalline quartz* samples was explored in the present work (after preliminary series of the experiments with samples of natural crystalline quartz which did not have correct shape and optically polished surfaces [3]). The same procedure of pulse mechanical action on the sample surface by steel cutting edge was applied for ML excitation. Thus with the help of photomultiplier (PMT) it was set, that as a result of single-pass cutting edge action on the sample, it starts to shine by the special manner (for example, with a manifestative delay known in the literature [4]). Scans of modulated glow evolution obtained for the quartz, as has appeared, are similar to scans for the metal. Therefore, when there was appeared the problem - to establish, to what the <u>modulation of glow ML</u> of the quartz is bound, it was naturally to assume, that SSEW with discrete velocities are the reason of such modulation. This phenomenon was investigated in Lebedev Physical Institute for a long time (see, for example, the review [2])</u>

2. Scheme of experiments. There were explored samples of 3 different size prepared in the Optical systems Laboratory of Lebedev Physical Institute from the high quality synthetic crystalline quartz with surfaces which made to be dull after special optical polishing. Here we show the results for the sample by the size $11.2 \times 15.7 \times 27.0$ mm³. The 35 mm length rod from tool steel with cutting edge in the point shape (concentrator) was put vertically on the sample. The moment when concentrator start to shock on the sample is later on 5.8 µs (it is the time of sound traveling through the concentrator). PMT act in a current mode with an output loading 10 kOhm. The usual luminescence spectrum of crystalline quartz consists from AlO₄⁴⁻ and SiO₄³⁻-bands in the region of 470 nm and 390 nm [5] which well enough fit in the PMT sensitivity field (400÷440) nm.

3. Fig.1a) presents the general view of ML evolution for one of experiment (on the scale $0.300 \,\mu$ s; main peak intensity is out of the scale). Here we show in detail (Fig.1 b)) the only most important initial part of this evolution (the part of the scale from 0 up to 100 μ s). The correspondent (x-t) - diagram of wave process in the quartz for this part of evolution is given in Fig.1 c), and also at the left of this picture is given roughly plan of the sample arrangement, illustrating this (x-t) - diagram.

The sequence of ML-pulses on Fig.1a), which looks quite random, could be decoded within the error less then 1µs. It was used for that the simple algebraic expression and correspondent calculation program on the base of following assumptions. The shock of cutting edge produces the generation of the SSEW component sequence and all of them start to move simultaneously from shocked place. The main direction of periodical movement of all pulses, which explain ML structure in this experiment, is "down and up" across the sample of (11.18±0.02) mm thick (see (*x*-*t*)-diagram on Fig.1c)). The velocity of each SSEW component (besides *i* =2, see lower) after each reflection diminished on the same value (correspondent velocity loss coefficient, as it follows from calculations, equal to 0.01873 (i.e. ~ 1.9 %)).

The beginnings of most intensive ML peaks correspond (in experiments of the present work and of [3]) to the moments, when SSEW- component with i = 3 appear on the upper surface of the sample (in the case of this experiment, after 3 reflections). Its extrapolated experimental value of the velocity before the first reflection was $U_3^{exper} = 0.63$ mm/µs = $0.84U_3^{calc}$. Here U_3^{calc} – the calculated by expression (*) SSEW component velocity. As the quantity of v_i it was accepted here the value $v_i = 6$ mm/µs, which is averaged by three crystalline directions of quartz. On the base of the value of $U_3^{exper} = 0.63$ mm/µs there were calculated





another (i = 1, 2, 4) SSEW component velocities by expression (1), which differ from analogue expression in our articles (see [2]) by the more precise value of the constant K =2.05 (instead of K =2).

As one can see on Fig.1b) and Fig.1c), the sharp turn points of calculated SSEW component trajectories well coincides with beginnings of ML-peaks A, A_2 and A_1 . But beginning of the most intensive (out of the scale) peak A exactly corresponds to 4-th entrance of the the component i=3 just by our

suggestion. (It was the way, how to find the value $U_3^{exper} = 0.63 \text{ mm/}\mu\text{s}$).

The calculated in foregoing manner 10-th entrance of the component i=1 well coincides with the beginning of peak A_1 (which is the second by intensity). The 2-nd entrance of the component i=4 coincides with the beginning of peak A. Also beginnings of three main peaks at the end of ML evolution on Fig.1a) well coincide with 10-th, 11-th and 12-th entrances of the component i=3, and the beginning of one more peak there – with the 6-th entrance of the component i=3.

It is interesting that second by intensity peak A_2 does not coincides with the 6-th entrance of the component i=2 as it supposed to be by logic, if one use in calculations all the same suggestions as for three other SSEW components. The shown on Fig.1b) case of coincidence for this component entrance with the beginning of peak A_2 correspondents to the ~ *twice increasing of the velocity loss coefficient* (0.0385 instead of 0.01873). The reason of such discrepancy will be studied later on.

As the conclusion one can say that 6 main peaks of ML evolution structure of discussed experiment can be decipher in foregoing manner as results of ML modulation by SSEW components with i=1,3,4 ("SSEW components conduct the mechano-luminescence as an orchestra") within the error less then 1µs on the base of expression (1) with the velocity loss coefficient 0.01873.

4. The authors are grateful to E.M.Dianov for financial support (of A.A.L.) and discussions, to A.V.Masalov and colleges from Optical division seminar for helpful discussions, to E.F.Maklyaev for the help in results treating, to S.V.Kusin for the synthetic crystalline quartz of high quality.

REFERTENCES

- [1] E.M. Kudriavtsev, K.B. Abramova, I.P. Scherbakov, Proc. SPIE (2002), Vol. 4679, pp.167-172.
- [2] E.M.Kudriavtsev, http://rao.akin.ru/rao/sess13/sect1f.ht. c.204(2003).
- [3] K.B.Abramova, S.D.Zotov, E.M.Kudriavtsev, I.P.Shcherbakov. http://rao.akin.ru/rao/sess19/sect1f.htm.
- [4] V.M.Finkel. Physics of fracture. Moscow: Metallurgy, 1970, 376p. (In Russian).
- [5] A.N.Tarashschan. The luminescence of minerals. Kiev: Naukova dumka. 1978, **296**P (in Russian).
THE MECHANICAL TREATMENT INFLUENCE ON THE DEFORMING OF THE GYPSUM CRYSTALLINE STRUCTURE

Kosenko N.F., Belyakov A.S., Smirnova M.A.

Russia, Ivanovo State University of Chemical Technology, e-mail: sma@isuct.ru

During mechanical treatment the layer structure of gypsum gets broken; it foliates into separate packets which under intensive action reduce to fine isometric fragments. It is well-known that during mechanical processing the material temperature rises, so fine crystallites of calcium sulfate dihydrate are able to dehydrate (partially or completely depending on imposed power and action duration) forming components developing cementing properties. So, we have established that in such a way plasters of non-full dehydration on the base of alpha- and beta-hemihydrates depending upon the using activator can be obtained.

The influence of pretreatment by attrition and molding method of plaster specimens on their strength has been investigated in this paper.

The gypsum of Baskunchaksky field with the content of dihydrate no less than 98.3 % was used. The mechanical treatment was processed in a ball-ring mill with the power-intensity 4.7 kW/kg in the presence of a surface-active additive during 25 min. The more long-continued activation reduced to the clumping and adhering of a powder. After the treatment the obtained powder was laid in a closed container during twenty-four hours for the purpose to average the modification composition of the obtained material.

Specimens in the form of cubes (20x20x20 mm) were manufactured from gypsum paste of the standard consistency adding a setting retarder into the water. The formation was processed by two methods: on the jarring table and by accepted mode. For comparison specimens from the marketable high-strength plaster (on the base of alpha-hemihydrate) of the M7 brand were prepared.

After the hardening during 2 hours specimens were put to the test under the axial compression using IP5170 machine, and deformation curves were recorded. The loading rate was equal to 1 mm/min.

During attrition treatment of gypsum it grinds, at that in the beginning gross lamellar crystals are formed and their dimensions gradually decrease. At the same time the quantity of small fragmental crystallites of an arbitrary shape grows. The product separation by the sedimentation and fractions analysis showed that lamellar crystallites with sizes up to 20 μ m correspond to calcium sulfate dihydrate, while fine particles represent for the most part alpha-form of hemihydrate. The latter content amounts to 60-70 %.

During processing and the following hardening of specimens from the polycrystalline mixture in fact self-reinforced composite material having hardened binder matrix and reinforcing plates of undecomposed gypsum is formed. The strength of such material is determined to a considerable degree by the character and even distribution of reinforcing component.

When a form is filling with a well-mixed plaster paste, lamellas of dihydrate have an arbitrary space orientation and even spread by material volume. Specimens' formation on the table under vibration action promotes re-orientation of reinforcing elements to the horizontal directedness predominantly. When vibration formed hardened specimens are reversed by 90° lamellar crystallites appear in the vertical position (See Fig. 1). (Undoubtedly obtained composites may be taken for unidirectional ones only with the considerable degree of approximation which is admissible in our opinion for the qualitative assessment of specimens' behavior.)



Fig. 1. Schematic drawing of fine particles and reinforcing lamellar crystallites of calcium sulfate dihydrate in specimens: from the marketable high-strength plaster (a), self-reinforced by lamellar crystallites oriented in different ways (b, c), with no oriented lamellas (d)

The deformation curves obtained under testing of specimens from the high-strength plaster and from pretreated gypsum after their hardening are presented on Fig. 2.



Fig. 2. The deformation curves for the specimens: from the marketable high-strength plaster (1), self-reinforced by lamellar crystallites oriented horizontally (2) and vertically (3), with no oriented lamellas (4)

Isotropic specimens from the marketable high-strength plaster (See Fig.2, curve 1) in the beginning of the loading are characterized by the compliance, and then they pass into elasto-plastic state which takes precedence of destruction (ultimate compression strength is equal to 6.7 MPa a.).

The big continuance of the plastic deformation interval and the minimum strength (4.3 MPa) are peculiarities of specimens with vertical orientation of lamellar crystallites (Fig. 2, curve 3). That is seemingly connected with "cutting" effect of reinforcing elements penetrating the matrix from hardened hemihydrate. Contact points of vertical lamellas and the matrix serve as stress concentrators which are the cause of microcracks appearance in the material. The vertical lamella breaking-off is accompanied by the matrix "subsidence". At the same time approximately equal slope of the first dependence section (curve 3) and the curve obtained for the pure plaster (curve 1) indicates that at the initial stage elastic resistance to the compressive load is characterized by the strength just of binder matrix.

The material with horizontal arrangement of lamellar crystallites (Fig. 2, curve 2) has the more strength (6.3 MPa a.) as cracks developing in the normal direction to plates are inhibited under the exfoliation of reinforcing elements from the matrix and when interlaminar fracture.

Quasi-isotropic specimens with no oriented lamellas showing resilience almost up to the destruction (Fig. 2, curve 4) have the maximum strength (11.2 MPa a.) In spite of the lack of high-strength reinforcing elements which are essential for composite materials, mechanically obtained self-reinforced gypsum with no oriented lamellas has the best characteristics in comparison with the marketable plaster manufactured by means of gypsum thermal treatment.



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОТРУБКАМИ ХРИЗОТИЛА <u>Артамонова О.В.,</u> Сергуткина О.Р.

Россия, Воронежский государственный архитектурно-строительный университет E-mail: ol_artam@rambler.ru

AN INVESTIGATION OF THE STRUCTURE FORMATION AND STRENGTH PROPERTIES IN HYDROSILICATE SYSTEMS MODIFIED BY NANOTUBES WITH THE STRUCTURE OF CHRYSOTILE

O. V. Artamonova, O.R. Sergutkina Russia, Voronezh State University of Architecture and Civil Engineering

In the present work the systems approach to the analysis of the role of nanotubes with the structure of chrysotile is offered during synthesis of hydrosilicate systems. The evolution of breaking strength characteristics with concentration of nanotubes has been studied in this work also. The experimental results, which were obtained during kinetic investigations, have shown that nanotubes with the structure of chrysotile played a role of nucleuses of a new phase generation in processes of composite hydrosilicate systems' synthesis. At the same time it has been detected the changing an energy field of hardening system. As a result the presence of nanotubes with the structure of chrysotile provides the passing of synthesis of crystalline neoplasms on the new qualitatively level. Besides in addition to effect of a decrease of blanket inhomogeneity of hydrosilicate systems. This phenomenon ensures the magnification of hardness of whole hydrosilicate system and the stability to microcracks formation.

В данной работе представлены теоретические и экспериментальные исследования взаимосвязи параметров структуры и свойств цементного камня, модифицированного нанотрубоками с содержанием их не более 1% от объема цементного камня. Для модифицирования цементного камня была выбрана неорганическая система трубок гидросиликата магния (Mg₃Si₂O₅(OH)₄) с нанотабулярным строением кристаллов (полученных по методике описанной в работе [1]), которая является родственной неорганическим компонентам цемента. По данным просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) размер полученных нанотрубок варьируется по ширине от 50 до 25 нм, по длине от 100 до 700 нм. Исследована кинетика схватывания цементного камня модифицированного нанотрубками хризотила. Для этого проведены рентгенодифрактометрические исследования процесса схватывания, водоцементное отношение исследуемых образцов составляло 0,3 – 0,33 (по массе). Эксперимент проводили с интервалом от начала смешивания компонентов с интервалом 1час. Съемку рентгенограмм проводили на дифрактометре марки ДРОН – 3 с фильтрованным СиКа-излучением (λ=1.54178Å). Обработку рентгенограмм проводили автоматически, используя программное обеспечение PDWin 4.0.

Рентгенометрическое исследование кинетики процесса схватывания цементного камня, модифицированного наноразмерными трубками хризотила выявило следующие закономерности: сохраняются все основные тенденции схватывания цементного камня без модификатора, при этом фиксируется фаза наноразмерного хризотила, которая уменьшается с увеличением времени схватывания. Показано, ускорение процесса схватывания и более быстрое образование гидросиликатных Наблюдается более выраженное увеличение содержания фаз. фазы 3CaO·Al₂O₃·xH₂O с увеличением времени схватывания, что очевидно связано с введением наноразмерных трубок. Однако, наиболее выраженный эффект заключается в том, что при времени схватывания 8 часов, уже не фиксируется наличие фазы хризотила. Это может быть связано с образованием новой промежуточной фазы твердения и встраиванием нанотрубок в структуру цементного камня, с образованием собственной надмолекулярной структурой.

Таким образом, введение наноразмерных трубок хризотила в цементные системы значительно изменяет процессы структурообразования цементного камня даже в его самом раннем возрасте. Являясь химически активными, нанотрубки участвуют в реакциях гидратации клинкерных минералов, и служат в качестве центров кристаллизационных структур. Их высокая удельная поверхностная энергия изменяет термодинамические условия химических реакций и приводит к появлению продуктов твердения иного минералогического, морфологического и гранулометрического составов, что подтверждается данным СЭМ и СЗМ.

На границах наполнитель – формирующийся цементный камень нанотрубки играют роль центров направленной кристаллизации, что приводит, с одной стороны, к появлению фибриллярной структуры цементного камня, а с другой стороны, к появлению упрочняющей надмолекулярной структуры используемых наночастиц.

Наноразмерные трубки гидросиликата магния ($Mg_3Si_2O_5(OH)_4$) могут являться наиболее перспективными модификаторами структуры цементного камня и бетонов на его основе, так как являются зародышами центров кристаллизации новой фазы, проявляют высокую химическую активность и обеспечивают снижение внутренних напряжений в системе, тем самым, повышая прочность и долговечность материала. Изучена кинетика набора прочности цементного камня модифицированного нанотрубками хризотила. Для каждой из точек плана эксперимента из приготовленной смеси формовались шесть образцов, которые после твердения в течение 1, 7, 14 и 28 суток в воздушной среде при температуре (20 ± 2) °С испытывались для определения предела прочности при сжатии. Физико-механические свойства полученных материалов оценивались по результатам испытаний малых выборок. При постановке исследований использовались методы математического планирования экспериментов. Водоцементное отношение во всех точках плана эксперимента было постоянным и составляло 0,3. Исследование прочностных характеристик сведено в таблицу.

Таблица

Возраст	Вид модификатора цементного камня	Предел прочности
образцов		при сжатии, МПа
1 сутки	Без модификатора	7,01
	Нанотрубки (Mg ₃ Si ₂ O ₅ (OH) ₄), 1 % от объема камня	20,90
7 суток	Без модификатора	22,67
	Нанотрубки (Mg ₃ Si ₂ O ₅ (OH) ₄), 1 % от объема камня	40,03
14 суток	Без модификатора	35,21
	Нанотрубки (Mg ₃ Si ₂ O ₅ (OH) ₄), 1 % от объема камня	80,85
28 суток	Без модификатора	53,84
	Нанотрубки (Mg ₃ Si ₂ O ₅ (OH) ₄), 1 % от объема камня	150,4

Результаты исследований кинетики набора прочности цементного камня, модифицированного наноразмерными трубками при различных временах

Из представленных результатов можно сделать вывод, что прочность при сжатии модифицированного камня увеличилась практически в три раза по сравнению с эталонным образцом, в случае модификатора – нанотрубки ($Mg_3Si_2O_5(OH)_4$), 1 % от объема камня. Причем наблюдался интересный эффект с модификатором – нанотрубки ($Mg_3Si_2O_5(OH)_4$), 15 % от объема камня. При времени твердения 7 суток, при нагрузке образцы практически сразу рассыпались в порошок. Таким образом, была установлена оптимальная дозировка нанотрубок исходя из физико-химических и экономических соображений.

В первую очередь, эффективное применение наноразмерных трубок в качестве модификаторов структуры высокопрочных бетонов может быть реализовано в материалах тонкозернистого строения. Это объясняется более высокими значениями удельной поверхностной энергии частиц твердой фазы, а также формированием максимально развитой межкомпонентной поверхности границ раздела, сокращением числа масштабных уровней структуры материала и, как следствие снижение уровня концентрации напряжений. Это может обеспечить условия наиболее эффективного выполнения границей раздела функции стабилизации микротрещин и торможения макротрещины при максимальном снижении ее негативной роли как зоны концентрации напряжений. Условием реализации этого подхода является использование родственных по кристаллохимическим параметрам и реакционной способности исходных компонентов.

Список использованной литературы

1. Корыткова Э.Н., Маслов А.В., Пивоварова Л.Н., Дроздова И.А., Гусаров В.В. Формирование нанотрубок состава Mg₃Si₂O₅(OH)₄ в гидротермальных условиях // Физика и химия стекла. Т. 30. № 1. 2004. С 72 – 78.

ВЛИЯНИЕ ПОЛИЭЛЕКТРОЛИТОВ НА РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЛИН Артыкова Д. М-К., Мусабеков К.Б.

Казахстан, Казахский национальный Университет им. аль-Фараби, Dana_Artykova@kaznu.kz

INFLUENCE OF POLYELECTROLYTE OF THE RHEOLOGICAL PROPERTY OF CLAY Artykova D. M-K., Mussabekov K.B. Kazakhstan, Al-Faraby's Kazakh national university, Dana_Artykova@kaznu.kz

Influences of polyelectrolyte to structure formation of clays were investigated. Determined that render polyelectrolyte positive or negative influence subjects to charges of polyelectrolyte functional group

Исследованы влияния полиэлектролитов на структурообразования глин. Установлено, что полиэлектролиты оказывают положительное или негативное влияние в зависимости от заряда функциональных групп полиэлектролитов.

Природные силикаты являются одним из основных видов минерального сырья, применяющегося в различных отраслях народного хозяйства. Исследование глинистых минералов имеет важное практическое значение, поскольку их можно рассматривать как основным сырьем для получения керамических изделий, буровых растворов, в виде адсорбентов и т.п. Однако исследование в виде керамических изделий из Коскудыкской каолинитовой глины в литературе не обнаружилось. В связи с этим значительный интерес представляет исследование суспензии в области физико-химической механики, позволяющих изменять структурно-механические свойства. Применительно к глинистым минералам наиболее распространенным методом упрочнения структуры является добавление в глинистую суспензию некоторых связывающих веществ как полиэлектролиты, которые могли бы изменить контакт частиц.

Пользуясь методами структурно-механического анализа керамических масс и основываясь на разработанной теории управления, можно, во-первых, классифицировать массу, т. е. определить её качество по отношению к обработке и формованию, во-вторых, определить, что нужно делать для улучшения её технологических формовочных свойств, и в-третьих, проанализировать работу оборудования и найти оптимальные режимы работы каждой машины для получения высококачественной продукции.

Настоящая работа посвящена изложению основных положений физико-химической механики дисперсных систем, теории управления механическими свойствами дисперсий глинистых минералов. Типы структур водных дисперсий глин приведены на рисунке и определяют поведение их в технологических процессах. Общеизвестно, что на одном и том же оборудовании одни глины формуются хорошо, а другие формуются плохо, образуя свиль и иные дефекты.

По экспериментальным данным было показано, что исследуемая глина относится к пятому структурно-механическому типу, которому характерно значительное развитие пластических деформации. Это свидетельствует о неустойчивости и хорошей текучести суспензий.

Керамическая масса, относящаяся к этому типу, легко деформируется и проявляет склонность к пластическому разрушению (к свилеобразованию в керамическом производстве). С целью регулирования структурно-механических свойств, мы ввели в систему пластификаторы изучаемой глины. Изучены влияния рН и температуры на кинетику структурообразования в её дисперсиях в присутствии полиакриламида (ПАА), додецилсульфата натрия (ДДСNa), цетилтриметиламмонийбромида (ЦТАБ), цетилпиридинийбромида (ШПБ) И натрий карбоксиметилцеллюлозы (NaKMU). Установлено, что ЦПБ и ЦТАБ оказывают негативное влияние на процесс структурообразования, так как эти поверхностно-активные вещества (ПАВ) имеют положительно заряженные функциональные группы и ведут себя в качестве флокулянтов. ДДС и NaKMЦ дают положительный эффект на процесс структурообразования, так как имеют функциональные группы, обуславливающие соответствующий к глине отрицательный заряд.



Классификация глин по структурно-механическому типу

ПАА приводит к увеличению пластической прочности в зависимости от увеличения концентрации ПАА. Смеси же ДДСNa или NaKMЦ с ПАА (С_{ПАА}~const=5·10⁻³%) приводит к возрастанию устойчивости суспензии глины по сравнению с первым стабилизатором. Изучение влияния pH на структурно-механические свойства глинистой суспензии показано, что оптимальное структурообразование происходит в интервале pH=2-6.

На основании выполенной работы сделан вывод: смеси ВРП с ПАВ дают более устойчивую суспензию бентонитовых глин, чем отдельные компоненты, что способствует оптимальную формованию керамической массы, и что её можно будет применять для фарфоровой, фаянсовой и других областях промышленности.

Литература:

- 1. Юй Цун-син Т. И., Мусабеков К. Б. Методические разработки к лабораторным работам по коллоидной химии «Адсорбция из растворов». Алма-Ата, изд. КазГУ,1983.-22с.
- 2. С. Н. Ничипоренко. Физико-химическая механика дисперсных структур в технологии строительной керамики. Киев: Наукова думка, 1968, 147с.

АНИЗОТРОПИЯ ЭФФЕКТИВНЫХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ТИПА КВАРЦЕВАЯ МАТРИЦА – БИОТИТ ¹Бардушкин В.В., ²Никитин А.Н., ¹Чекасина И.И., ¹Яковлев В.Б.

¹Россия, Москва, Московский институт электронной техники, <u>bardushkin@mail.ru;</u> ²Россия, Дубна, Объединённый институт ядерных исследований, ЛНФ

ANIZOTROPY OF EFFECTIVE PHYZICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF INHOMOGENEOUS MATERIALS OF QUARTZ MATRIX – BIOTIT TYPE Bardushkin V.V., Nikitin A.N., Chekasina I.I., Yakovlev V.B.

Calculations of effective elastic characteristics of inhomogeneous rocks of quartz matrix – biotit type are carried out. Computations are based on general singularity approximation of random fields. Influence of the form and concentration of biotit crystalline inclusions in an isotropic quartz matrix on modules of elasticity and anisotropy of elastic properties of the material is investigated.

Анизотропия эффективных физико-механических (в частности, упругих) свойств горных пород может быть обусловлена различными факторами [1, 2]. Важнейшими из них являются кристаллографическая ориентация зёрен породообразующих минералов, текстура формы включений, а также их ориентация в пространстве материала. Значительное влияние на эффективные характеристики горных пород оказывает также концентрация элементов неоднородности. Очень важно оценить степень влияния на эффективные петрофизические характеристики каждого из указанных факторов, чтобы в дальнейшем прогнозировать возможность их проявления в реальном геологическом разрезе.

При анализе этих характеристик использовалось обобщённое сингулярное приближение теории случайных полей. Физический смысл такого приближения заключается в предположении однородности полей напряжений и деформаций в пределах неоднородности. Основное расчётное соотношение для эффективных свойств в рамках этого приближения имеет вид (индексы опущены, угловые скобки определяют процедуру статистического усреднения) [3]:

$$c^* = \langle c(\mathbf{r})(I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle \langle (I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1},$$

где *с* – тензор модулей упругости; *I* – единичный тензор четвёртого ранга; двумя штрихами обозначена разность между соответствующими параметрами неоднородной среды и однородного тела сравнения $c''(\mathbf{r}) = c(\mathbf{r}) - c^{c}$ (верхним индексом «с» обозначаются характеристики тела сравнения); тензор $g = g_{ijkl}$ – интеграл от сингулярной составляющей второй производной тензора Грина уравнений равновесия (по индексам, заключённым в выражении для тензора g_{ijkl} в круглые скобки, осуществляется операция симметризации):

$$g_{ijkl} = a_{i)(kl)(j}, \ a_{imjn} = -\frac{1}{4\pi} \int n_n n_m t_{ij}^{-1} d\Omega,$$

где $d\Omega = \sin \theta d\theta d\phi$, t_{ij}^{-1} – элементы матрицы, обратной матрице *T* с элементами $t_{ij} = c_{injm}^{c} n_n n_m$, а n_n и n_m – компоненты вектора внешней нормали к поверхности включения. Для включений эллипсоидальной формы с главными полуосями l_1 , l_2 и l_3 эти компоненты определяются соотношениями $n_1 = \frac{1}{l_1} \sin \theta \cos \phi$, $n_2 = \frac{1}{l_2} \sin \theta \sin \phi$, $n_3 = \frac{1}{l_3} \cos \theta$.

Процесс формирования поликристаллических материалов приводит к тому, что их свойства отличаются в различных направлениях, т.е. происходит формирование поликристаллической текстуры. При этом для многокомпонентных поликристаллов следует учитывать, что ансамбль кристаллитов одного материала может иметь одну текстуру, а ансамбль кристаллитов другого – иную. Ориентация кристаллитов может быть определена при помощи вращений $\mathbf{q} = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$, задаваемых углами Эйлера ϕ_1 , Φ и ϕ_2 ($0 \le \phi_1, \phi_2 < 2\pi$, $0 \le \Phi \le \pi$). Математически кристаллографическая текстура описывается при помощи функции распределения ориентаций кристаллитов (Φ PO). Если принять, что кристаллиты каждого из компонентов отличаются друг от друга только ориентировкой кристаллографических осей, то процедура усреднения сводится к интегрированию по всевозможным углам Эйлера с Φ PO

DFMN-2009

 $f_1(\mathbf{q}) = f_1(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ и $f_2(\mathbf{q}) = f_2(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ для компонентов «1» и «2» соответственно [3]. При этом для некоторой случайной (тензорной) величины $a(\mathbf{r})$ в двухкомпонентном материале получаем:

$$< a(\mathbf{r}) > = \frac{v_1}{8\pi^2} \int_0^{\pi} \int_0^{2\pi^2\pi} \int_0^{\pi} f_1(\mathbf{q}) a_1(\mathbf{q}) \, \mathrm{d}\mathbf{q} + \frac{v_2}{8\pi^2} \int_0^{\pi} \int_0^{2\pi^2\pi} \int_0^{\pi} f_2(\mathbf{q}) a_2(\mathbf{q}) \, \mathrm{d}\mathbf{q},$$

где v_1 и v_2 – объёмные доли компонентов ($v_1 + v_2 = 1$); $a_1(\mathbf{q}) = a_1(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ и $a_2(\mathbf{q}) = a_2(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ – величины, относящиеся к соответствующим компонентам; $d\mathbf{q} = \sin \Phi d\Phi d\phi_1 d\phi_2$.

В работе проведено моделирование эффективных физико-механических характеристик неоднородных материалов типа кварцевая матрица – биотит. Рассматривалась среда, состоящая из кристаллитов кварца изометричной формы, описываемых изотропной текстурной функцией $f_1(\phi_1, \Phi, \phi_2) \equiv 1$, с включениями биотита в форме эллипсоидов вращения с главными полуосями $l_1 = l_2 \neq l_3$ и ФРО вида $f_2(\phi_1, \Phi, \phi_2) = \delta(\Phi)$ ($\delta(\Phi)$ – дельта-функция Дирака), характеризующей совпадение направлений осей 6-го порядка кристаллитов биотита с осью *z* лабораторной системы координат. При расчётах были взяты следующие значения отличных от нуля компонент тензора модулей упругости минералов $c = \|c_{ij}\|$, ГПа (i, j = 1, 2, ..., 6): для кварца $c_{11} = c_{22} = 86,74$, $c_{33} = 107,20$, $c_{44} = c_{55} = 57,94$, $c_{66} = 39,88$, $c_{12} = c_{21} = 6,99$, $c_{13} = c_{23} = c_{31} = c_{32} = 11,91$, $c_{14} = c_{41} = -c_{24} = -c_{56} = -c_{65} = 17,91$; для биотита $c_{11} = c_{22} = 1860$, $c_{33} = 54,0$, $c_{44} = c_{55} = 5,8$, $c_{66} = \frac{c_{11} - c_{12}}{2} = 76,8$, $c_{12} = c_{21} = 32,4$, $c_{13} = c_{23} = c_{31} = c_{32} = 11,6$. Исследовано влияние формы и концентрации кристаллических включений биотита в изотропной кварцевой матрице на модули



Рис. 1. Зависимости параметра анизотропии *A*_z материалов типа кварцевая матрица – биотит от концентрации v₂ и формы включений биотита

изотропной кварцевой матрице на модули упругости и анизотропию упругих свойств материала.

На рис. 1 представлены расчётные зависимости параметра анизотропии материала $A_z = \frac{c_{33}^* - c_{23}^*}{2c_{66}^*}$ в направлении оси *z* от концентрации v2 биотита для разной формы включений (кривая 1 – $\frac{l_3}{l_4} = 0,1;$ кривая 2 — $\frac{l_3}{l_1} = 1$; кривая 3 — $\frac{l_3}{l_1} = 10$). Исследования показали, что в большей мере анизотропия изменяется за счёт концентрации биотита. При этом сферической относительно формы включений (кривая 2) форма включений в виде дисков (кривая 1) варьирует параметр анизотропии больше, чем веретенообразная

Литература

форма (кривая 3).

- 1. *Александров* К.С., *Продайвода* Г.Т. Анизотропия упругих свойств минералов и горных пород. Новосибирск: изд-во СО РАН, 2000. 354 с.
- 2. Соболев Г.А., Никитин А.Н., Савёлова Т.И., Яковлев В.Б. Теоретико-экспериментальный подход к исследованию микро- и макросвойств и состояния горных пород (возможное направление развития моделей очага землетрясений) // Физика Земли. 2001. № 1. С. 6-15.
- 3. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. 399 с.

INSTRON *«Разницу можно измерить»* ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Россия, УРАН ИПКОН РАН, e-mail: info@ipkon.ru

EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE SAMPLES OF ROCKS AS A RESULT OF DYNAMIC INFLUENCE

Viktorov S.D., Kochanov A.N.

By means of electronic microscopy studying structural changes of rocks as a result of explosive influence is executed. Formation of a new microstructure due to crushing samples of rocks and developments of system of microcracks is marked.

Изучение микроструктурных изменений горных пород, их фракционного состава при взрывном разрушении имеет большое значение для уточнения механизма этого процесса. С этой целью ранее были проведены исследования по оценке микроструктурных изменений образцов горных пород в результате взрывного воздействия с помощью оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа [1-2]. Они показали, что в результате динамического сжатия, степень которого определяется амплитудой взрывной волны, происходит дробление на микроблоки и затем уплотнение образцов, а изменение состояния природного минерального вещества происходит в результате разномасштабных процессов неупругой деформации структурных элементов горной породы. В настоящее время эти исследования получили дальнейшее развитие и с помощью электронной микроскопии проанализированы параметры микроструктуры образцов горных пород до и после взрывного воздействия. Получение изображений осуществлялось с использованием сканирующего электронного микроскопа JEOL-JSM 5910LV, отдельные изображения получены на РЭМ LEO 1450VP. Образцы горных пород в виде пластинок размером 35х35х 5 мм помещались в специальные стальные ампулы сохранения, конструкция которых разработана в ИПХФ РАН. Накладной заряд состоял из трех-четырех тротиловых шашек и устанавливался на крышку ампулы. Его инициирование осуществлялось с помощью электродетонатора.

В результате исследований получены изображения фрагментов поверхности образцов горных пород до и после взрывного нагружения при различных масштабах увеличения, наиболее характерные из которых выборочно представлены на рис 1, 2. Как следует из анализа изображений, вид образцов различных горных пород до взрывного воздействия был в какой-то степени похожим, отличаясь сравнительно гладким рельефом поверхности без видимых нарушений сплошности на различных масштабных уровнях рассмотрения. В исходных образцах горных пород иерархия природной нарушенности выражена нечетко, система микродефектов с определенным характерным размером на различных масштабных уровнях, как правило, не прослеживается. Для песчаника полученные изображения микроструктуры в виде РЭМ-фотографии во вторичных электронах аналогичны снимкам, представленным в работе [3]. После взрывного нагружения формируется новая микроструктура в виде системы микроблоков размером десятки и более мкм и с образованием микротрещин раскрытием от 0,1 до 10 мкм в зависимости от петрографических свойств горных пород. Для каждого типа горной породы существует свой характерный размер раскрытия микротрещин. Минимальный размер отдельных частиц на поверхности минеральной матрицы составляет 0,2-0,3 мкм. Так в образцах песчаника наблюдается фрагментация на структурные элементы размером порядка 15-20 мкм с образованием системы микротрещин шириной порядка 0,3-0,5 мкм. Встречаются также и отдельные частицы осколочного типа на поверхности матрицы размером от 1,0 мкм. В образцах известняка характерный структурный размер до взрыва составлял 2-7 мкм, после взрыва – 0,5-2 мкм. В граните после взрыва можно выделить отдельные микроблоки размером порядка 5x10 мкм и более крупные размером 20x70 мкм, разделяющих минеральную матрицу системой микротрещин раскрытием 0,3-0,9 мкм.

Таким образом, характер дезинтеграции горных пород в условиях, когда уровень нагружения на порядок и более превышает их прочностные характеристики, тем не менее, весьма различен и определяется, в первую очередь, структурными свойствами. Результаты исследований могут быть полезными для развития представлений и обосновании механизма разрушения горных пород, для моделирования условий образования высокодисперсных фракций при динамическом нагружении. Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект №07-05-00704).



Рис. 1 Электронно-микроскопический снимок фрагмента поверхности песчаника до (а, б) и после (в, г) взрывного нагружения при различной степени увеличения



Рис. 2 Электронно-микроскопический снимок фрагмента поверхности известняка до (а, б) и после (в, г) взрывного нагружения при различной степени увеличения

Литература

- 1. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Микроструктурные изменения образцов горных пород в результате прохождения ударных волн / Сборник трудов Второй международной научной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» Из-во ИМЕТ им.А.А.Байкова РАН, 2007.-т. 2.- С.505-506
- 2. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Матвеев А.В., Зильбершмидт М.Г. и др.// Оценка изменений свойств и состояния горных пород в результате интенсивного динамического нагружения// Записки Горного института.- 2007.-т.171.-С.86-90.
- 3. Соколов В.Н. Количественный анализ микроструктуры горных пород по их изображениям в растровом электронном микроскопе// Соросовский образовательный журнал-1997.-№8.- С.72-78

О ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И УСЛОВИЯХ РАЗРУШЕНИЯ ЧАСТИЦ КВАРЦА ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ Гришин Ю.М., Козлов Н.П., Комракова А.Е., Кулагин А.Ю.

Россия, Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана, ygrishin@power.bmstu.ru

ABOUT THERMOBARIC TENSIONS AND CONDITIONS OF PARTICLE CRACKING DURING PLASMIC TREATMENT Crickin V. M., Koglov N. B., Kommelsova A. E., Kulagin A. V.

Grishin Y.M., Kozlov N.P., Komrakova A.E., Kulagin A.Y.

The results of numerical simulations of thermobaric stresses vs time in quartz particle during transient heating in plasma jet are presented. With taking nonlinearity of thermalphysic quartz properties and α - β -quartz phase transfer into account the peculiarities of thermal stresses in particle were determined. The analysis of baric stress component was carried out, dependences of this component on temperature and the compound of gas-liquid inclusions in particle were determined. The conditions when heated particles might be cracked were defined.

Проблема разработки эффективной технологии обогащения природного кварца является актуальной задачей. При этом наиболее сложным в технологии обогащения является финишный этап, на котором требуется снизить концентрацию примесей (до значений 20 ppm и менее) предварительно обогащенного кварца, представляющего крупку частиц, размерами 0.1÷0.4 мм. Одним из перспективных методов финишного обогащения может стать плазмохимический метод, основанный на нагреве мелкодисперсных кварцевых частиц в стационарной плазменной струе, генерируемой электродуговым или индукционным плазмотроном. При нестационарном нагреве частиц в плазменной струе до температур 500÷1400 К, в результате действия различных физико-химических механизмов происходит удаление из них минеральных примесей (включая и частичное удаление из решетки структурных примесей) и газожидкостных включений (ГЖВ).

Наряду с действием механизма прямой плазмохимической «очистки» поверхности частиц от примесей (десорбция, испарение и др.), при таком способе обработки кварцевых частиц эффективным механизмом обогащения может являться процесс их разрушения, в результате действия возникающих термобарических напряжений.

В связи с этим возникает практически важный вопрос об анализе пространственно-временной динамики термобарических напряжений в кварцевой частице при нестационарном нагреве и определении условий, при которых может иметь место разрушение обрабатываемых частиц.

Исследование проведено с учетом зависимостей основных теплофизических свойств кварца от температуры и возможности пребывания в двух фазовых состояниях (α -кварц и β -кварц), взаимопревращения которых происходят при температуре $T_{\alpha\beta}$ =846К и сопровождаются существенным изменением всех параметров, но в первую очередь коэффициента объемного расширения. При этом в расчетах пренебрегали зависимостью механических свойства природного кварца от температуры. Эквивалентное напряжение для оценки условий разрушения определялось по теории Мора.

При расчетах полей температур и термобарических напряжений предполагали, что кварцевая частица обладает в среднем изотропными свойствами и имеет форму сферы с диаметром из диапазона $d=0.1\div0.4$ мм. Частица может быть как сплошной, так и содержать внутри себя сферическую полость (вакуоль), размещенную в центре с диаметрами $d_{e}=(0.1\div0.2)d$ мм, заполненную ГЖВ, представляющими собой смесь воды и углекислого газа.

Температурное поле T(r,t), внутри частицы, является сферически-симметричным и рассчитывается на основании численного решения задачи нестационарной теплопроводности с известными нелинейными свойствами кварца и заданным законом изменения температуры поверхности частицы T_s от времени t:

$$T_{s}(t) = T_{0} + T_{m} (1 - \exp(-t/t_{p})),$$

где T_0 =300 К – начальная температура частицы; T_m – максимальная величина изменения температуры поверхности, К; t_p =10⁻⁴-10⁻³с – характерный масштаб времени нагрева поверхности частицы до максимальных температур. Аппроксимационная формула для $T_s(t)$ получена на основе результатов решения задачи нагрева частицы в аргоновой струе стационарного плазмотрона. При этом T_m зависит как от диаметра частиц, так и параметров плазменной струи и в расчетах варьировалась в диапазоне

DFMN-2009

от 200 до 1200 К. Так как теплота фазового перехода $\alpha - \beta$ – кварц $\Delta H_{\alpha\beta}$ =1.8·10⁻² Дж/кг существенно меньше значения удельной энтальпии кварца при температуре $T_{\alpha\beta}$, то при расчете температурного поля частицы пренебрегали влиянием фазового перехода, т.е. задачу формулировали как обычную задачу нестационарной теплопроводности, описываемую дифференциальным уравнением Фурье-Кирхгофа в сферических координатах.

Компоненты тензора напряжения в кварцевой частице, главные и эквивалентное $\sigma_{3\kappa\theta}$ напряжения определялись на основе результатов численного решения соответствующего уравнения равновесия, записанного относительно вектора смещения **u**, имеющего в условиях сферической симметрии только радиальную компоненту u(r),

$$\frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{1}{r^2}\frac{\partial r^2 u(r,t)}{\partial r}\right) = \frac{1+\sigma}{3(1-\sigma)}\alpha(T(r,t))\frac{\partial T(r,t)}{\partial r},$$

где $\alpha(T(r,t))$ – коэффициент объемного расширения. При анализе частиц с вакуолью через краевое условие учитывалось давление ГЖВ - $P = P(\overline{T}(t))$, рассчитанное по среднеинтегральной (по объему вакуоли) температуре $\overline{T}(t)$ на данный момент времени.

Численное решение уравнений теплопроводности и механического равновесия, дополненных начальными и краевыми условиями проведено методом конечных элементов в ПК ANSYS 11.0.

Выявлены особенности пространственно-временной динамики чисто термических эквивалентных напряжений $\sigma_{_{3\pi\!6}}^{_T}$ в зависимости от d, T_m и t_p . В частности установлено, что при нагреве частиц до температур, превышающих $T_{\alpha\beta}$, напряженное состояние частицы связано с прохождением к центру частицы вместе с фронтом фазового перехода фронта своеобразной «термодеформационной» волны, разграничивающий области высоких и низких значений эквивалентных напряжений. По максимальным значениям $\sigma_{_{3\pi\!6}}^{_T}$, имеющим место в центре частицы, определены значения температур нагрева частицы, соответствующих условиям «термического» разрушения $T_{pa3p}^{_T} = T_m^{_{pa3p}} + T_0$. Температура «разрушения» является функцией d и t_p и, например, при $t_p=10^{-3}$ с для крупных частиц (d=0.4 мм) составляет величину $T_{pa3p}^{_T} \approx 520$ К, а для частиц с d=0.1 мм - $T_{pa3p}^{_T} \approx 850$ К.

При наличии в частицах вакуоли с ГЖВ дополнительно имеет место деформация, обусловленная действием давления нагреваемого ГЖВ и в частице возникает дополнительно барическая составляющая напряжения $\sigma_{_{3KB}}^{P}$. Для расчета термобарических напряжений $\sigma_{_{3KB}}^{TP}$ в частице с вакуолью определена связь давления ГЖВ P с ее составом и температурой. Установлены особенности пространственно-временной динамики термобарических эквивалентных напряжений $\sigma_{_{3KB}}^{TP}$, а так же ее составляющих $\sigma_{_{3KB}}^{T}$ и $\sigma_{_{3KB}}^{P}$ в зависимости от d, T_m , t_p и состава ГЖВ. Проведен расчет температуры чисто «барического» разрушения частицы, т.е. температуры $T_{_{pasp}}^{P}$, при нагреве до которой произойдет раскол частицы без учета возникающих термических напряжений. Это температура для частиц с вакуолью является оценкой температуры разрушения «сверху». Величина $T_{_{pasp}}^{P}$ не зависит от диаметров частицы и вакуоли, и является функцией только состава ГЖВ.

Полученные результаты доказывают, что при характерных для плазмохимического метода условиях нестационарного нагрева, разрушение кварцевых частиц с d=0.1-0.4 мм может происходить при их нагреве до температур, меньших температуры фазового перехода $T_{\alpha\beta}$ =846К. Поскольку это явление происходит с частицами еще находящимися в потоке высокотемпературной плазмы, возможно протекание плазмохимической очистки от примесей вновь открывающихся поверхностей, а, следовательно, в итоге может быть осуществлено не только поверхностное, но и объемное обогащение кварца. При наличие вакуолей с ГЖВ раскол (растрескивание) кварцевых частиц приведет к вскрытию каналов для вывода ГЖВ, и как итог будет получен конечный продукт – особо чистый кварц. Представленные результаты расчетов температур «разрушения» частиц кварца являются исходными данными для выбора оптимальных параметров плазменной струи и, соответственно, параметров плазменного генератора при переработке кварцевого концентрата заданной дисперсности и свойствами.

THE FRACTAL ANALYSIS OF NANOCOMPOSITES POLYCARBONATE/ORGANOCLAY PLASTICITY Dzhangurazov B.Zh., Kozlov G.V., Mikitaev A.K. Russia, ZAO "MAKPOLYMER", i_dolbin@mail.ru, mikitaev@mail.ru

It has been shown that plasticity level decreasing of polycarbonate/organoclay nanocomposites is due to densely-packed region relative fraction. This results to molecular mobility reduction.

В общем случае пластичность наполненных органоглиной полимерных нанокомпозитов, характеризуемая деформацией до разрушения, резко снижается уже при небольших (порядка 5-10 масс. %) содержаниях нанонаполнителя [1]. Для объяснения этого эффекта охрупчивания нанокомпозитов в настоящем сообщении использованы методы фрактального анализа [2].

Использованы данные для поликарбоната (ПК), наполненного Na⁺-монтмориллонитом (ММТ) с содержанием ММТ 1,6-4,7 масс. %. В качестве поверхностно-активных веществ использовано 7 различных амино-соединений. Для получения нанокомпозитов ПК/ММТ применяли шнековый экструдер марки Haake. Образцы для испытаний на растяжение получены методом инжекционного литья на литьевой машине Arburg Allrounder 305-210-700. Указанные испытания выполнены на приборе Instron, модель 1137, при температуре 293 К и скорости деформации 1,7×10⁻² c⁻¹ [1].

В рамках фрактального анализа величина деформации до разрушения ε_p описывается следующим уравнением [2]:

$$\varepsilon_p = C_{\infty}^{D_q - 1} - 1, \qquad (1)$$

где C_{∞} - характеристическое отношение, D_u – фрактальная размерность участка цепи между точками ее фиксации (узлами химической сшивки, физическими зацеплениями и т.п.), которая характеризует уровень молекулярной подвижности полимера ($2 \le D_u < 3$) [2].

Рассчитать входящие в уравнение (1) параметры можно следующим образом. Величину фрактальной размерности *d_f* структуры нанокомпозитов определяли из уравнения [3]:

$$d_f = (d-1)(1+v),$$
 (2)

где *d* – размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в нашем случае *d*=3), v - коэффициент Пуассона, с помощью соотношения [2]:

$$\frac{E}{\sigma_T} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)},\tag{3}$$

где E – модуль упругости, σ_T – предел текучести.

Далее можно определить величину C_{∞} согласно уравнению [2]:

$$C_{\infty} = \frac{2d_f}{d(d-1)(d-d_f)} + \frac{4}{3}.$$
(4)

Значение размерности D_{u} определяется с помощью соотношения [2]:

$$\frac{2}{\varphi_{n\pi}} = C_{\infty}^{D_{q}} , \qquad (5)$$

где $\phi_{n\pi}$ – относительная доля плотноупакованных областей в полимерном нанокомпозите.

Как известно [4], плотноупакованными областями в структуре нанокомпозитов могут быть области локального порядка (кластеры), межфазные области и собственно нанонаполнитель с относительными долями $\phi_{\kappa\pi}$, $\phi_{M\phi}$ и ϕ_{μ} , соответственно. Величина $\phi_{\kappa\pi}$ рассчитана с помощью уравнения [2]:

$$d_f = 3 - 6 \left(\frac{\varphi_{\kappa\eta}}{C_{\infty}S}\right)^{1/2},\tag{6}$$

где S – площадь поперечного сечения макромолекулы, равная для ПК 25 Å².

Как показали данные работы [1], интервал между пластинами ММТ d_{001} в исследуемых нанокомпозитах составляет 17,1-24,3 Å, что позволяет отнести их к классу эсфолиированных, для

DFMN-2009

которых справедливо следующее соотношение [4]:

$$\varphi_{MD} = 1,91\varphi_{H} \,. \tag{7}$$

На рис. 1 приведена зависимость ε_p от содержания ММТ W_n , полученная экспериментально. Как можно видеть, в интервале $W_n=2,5-3,4$ масс. % наблюдается резкое изменение характера зависимости $\varepsilon_p(W_n)$ и существенное снижение абсолютных величин ε_p . Поэтому было сделано предположение, что при малых содержаниях ММТ ($W_n<3,2$ масс. %) в качестве плотноупакованных областей следует принимать только кластеры ($\varphi_{nn}=\varphi_{\kappa n}$), а при $W_n>3,2$ масс. % в качестве указанных областей принимается сумма:

$$\varphi_{n,\eta} = \varphi_{\kappa\eta} + \varphi_{M\phi} + \varphi_{\mu} = \varphi_{\kappa\eta} + 2,91\varphi_{\mu}.$$
(8)

На рис. 2 приведено сравнение экспериментально полученных єр и рассчитанных согласно рассмотренной выше фрактальной модели ε_p^T значений предельной деформации до разрушения для ПК и семи нанокомпозитов ПК/ММТ с содержанием ММТ 2,4 и 4,5 масс. %. Как можно видеть, получено достаточно хорошее соответствие теории и эксперимента (среднее расхождение ε_p и ε_p^T составляет ~ 20 %). Это соответствие предполагает корректность сделанного выше допущения: при малых W_и (≤3,2 масс. %) наличие в нанокомпозите ММТ и межфазных областей нанонаполнительполимерная матрица не накладывает ограничений на молекулярную подвижность (D_u≈1,39) и, следовательно, не уменьшает существенно величину D₄ по сравнению с ПК. Это приводит к достаточно высоким значениям ε_p, сравнимым с соответствующим параметром для ПК. И наоборот, увеличение содержания ММТ выше 3,2 масс. % резко снижает уровень молекулярной подвижности $(D_{u} \approx 1,02-1,05)$ в силу роста ϕ_{nn} (см. уравнение (8)), что определяет соответствующее снижение пластичности нанокомпозитов, характеризуемой ε_p . Отметим, что аналогичное резкое снижение ε_p наблюдалось и для других классов нанокомпозитов, при $W_{H} \ge 2.5$ macc. % например. полипропилен/ММТ [5].



Рис. 1. Зависимость деформации до разрушения ε_p от содержания ММТ *W*_н для нанокомпозитов ΠК/ММТ.





величин деформации до разрушения для ПК (1) и нанокомпозитов ПК/ММТ с содержанием ММТ 2,4 масс. % (2) и 4,5 масс. % (3).

Литература

- 5. Yoon P.J., Hunter D.L., Paul D.R. Polymer, 2003, v. 44, № 15, p. 5323-5339.
- 6. Козлов Г.В., Новиков В.У. Успехи физических наук, 2001, т. 171, № 7, с. 717-764.
- 7. Баланкин А.С. Синергетика деформируемого тела. М., Изд-во Министерства Обороны СССР, 1991, 404 с.
- 8. Маламатов А.Х., Козлов Г.В., Микитаев М.А. Механизмы упрочнения полимерных нанокомпозитов. М., Изд-во РХТУ им. Менделеева, 2006, 240 с.
- 9. Антипов Е.М., Баранников А.А., Герасин В.А., Шклярук Б.Ф., Цамалашвили Б.А., Fisher H.R., Разумовская И.В. Высокомолек. соед. А, 2003, т. 45, № 11, с. 1885-1899.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ГОРНЫХ ПОРОД. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Жигалкин В.М., Чанышев А.И., Усольцева О.М., Семенов В.Н., Абдулин И.М., Цой П.А. Россия, Институт горного дела СО РАН, i.m.abdulin@mail.ru, usoltseva57@mail.ru

DEFORMATION AND DESTRUCTION OF ROCKS. EXPERIMENTAL AND THEORETICAL RESEARCHES

Zhigalkin V.M., Chanyshev A.I., Usoltseva O.M., Semenov V.N., Abdulin I.M., Tsoy P.A. Research is devoted to construction of a mathematical theory of deformation of rocks.

Предполагается, что горные породы, как и все связные деформируемые материалы, состоят из недеформируемых частиц. То, что обусловливает деформацию, порождается движением одних частиц относительно других. Выделяются два простейших вида движения: движение по нормали к контактным площадкам, определяющее деформацию простого удлинения, и движение по касательной к контактным площадкам, порождающее деформацию сдвига. Движение по контактам связано с преодолением сил трения, так что с учетом связанности среды зависимость напряжения от деформации $\tau = \tau(\gamma)$ представляет собой кривую, определяющую изменение предельной силы трения (в данном случае напряжения τ) на контактной площадке с ростом сдвига γ .

Любая сложная деформация представляется суммой независимых друг от друга слагаемых, соответствующих простейшим видам деформаций. Для определения структуры среды в начале в какой-либо системе координат требуется измерить все ее упругие характеристики. Для этого необходимо иметь всего лишь один образец материала, т.к. при упругих деформациях структура среды не изменяется и не портится. После этого закон упругости среды следует привести к собственным состояниям, т.е. найти собственные числа тензора упругих податливостей, собственные тензоры. Собственные тензоры приводятся к диагональному виду; в зависимости от того, что будет стоять на главной диагонали получившихся тензоров, делается прогноз относительно структуры феноменологической модели среды, относительного вида паспортных зависимостей (простые удлинения, как правило, происходят всегда упруго). Далее тот единственный образец, на котором производились измерения упругих характеристик, подвергается нагружению до разрушения (разделения материала на части). Из этого эксперимента происходит количественное наполнение прогнозных паспортных кривых неупругого деформирования, включая запредельное деформирование. Эта схема хорошо работает в случае применения обобщенного закона Гука. Однако для горных пород этот закон неприменим потому, что горные породы разномодульны. Поэтому для горных пород требуется вначале построить закон упругости с разным сопротивлением при растяжении и сжатии.

В данной работе, исходя из принципов устройства обобщенного закона Гука, путем поворота на некоторый угол соответствующего ему собственного тензорного базиса, определяется собственный тензорный базис для горных пород. Угол поворота определяется из условия, что вдоль одного из базисных ортов вне зависимости от состояния среды должна выполняться пропорциональная зависимость между компонентами разложения тензоров напряжений и теоретических исследований сопровожлаются леформаций. Результаты обработкой экспериментальных исследований. Эксперименты проводились как на модельных материалах (смесь песка, гипса, цемента), так и на горных породах (каменная соль). Получены паспортные характеристики, определена математическая модель упругости, пластичности, запредельного деформирования горных пород. Эксперименты проводились на цилиндрических сплошных образцах на испытательном прессе фирмы Instron, нагружение представляло собой осевое сжатие и боковое давление.

Работа выполняется при финансовой поддержке грантов РФФИ № 09-05-00327-а, НШ-3803.2008.5, интеграционного проекта СО РАН № 74.

МИКРОДЕФОРМАЦИИ, РАЗРУШЕНИЕ И МЕТОДЫ СОХРАНЕНИЯ ФОТОННО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ТРЁХМЕРНО-УПОРЯДОЧЕННЫХ МАТРИЦ ИЗ МОНОДИСПЕРСНЫХ СУБМИКРОННЫХ СФЕРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ a-SiO₂ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТЖИГА 700 – 1000 °C.

<u>Каплан С.Ф.,</u> Грудинкин С.А., Голубев В.Г. Российская Федерация, Учреждение Российской академии наук Физико-технический институт

им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, kaplan@gvg.ioffe.ru

MICRO DEFORMATIONS AND DESTRUCTIONS OF THREE-DIMENSIONAL MATRICES FORMED BY a-SiO₂ SUBMICROMETER BEADS AND PRESERVATION METHODS OF ITS PHOTONIC-CRYSTAL STRUCTURE UNDER CALCINATION TEMPERATURES 700-1000°C.

Kaplan S.F., Grudinkin S.A and Golubev V.G. (kaplan@gvg.ioffe.ru)

The thermal durability of opal-like thin films (photonic crystals) based on submicrometer $a-SiO_2$ beads widely used as three-dimensional well-ordered porous matrices are discussed. In many cases, high thermal treatment is necessary for infiltration of a materials in the sublattice of interconnected opal voids. We show some ways to avoid cracks, micro deformations and demonstrate preservation methods of photonic-crystal properties for the matrices after calcination at 700-1000 °C, such as pre-annealing of $a-SiO_2$ beads and thermal treatment of the matrices under high pressure in presence of the water vapor.

В настоящее время большой интерес проявляется к композитным материалам с пространственно-периодической модуляцией диэлектрической проницаемости и периодом трехмерной пространственной решетки, сопоставимым с длиной волны излучения видимого или ИК диапазона (т.н. трехмерным фотонным кристаллам). Для получения таких композитных материалов низкозатратным и технологичным является матричный метод - заполнение веществами пустот трехмерно-упорядоченных матриц. Одним из примеров трехмерных упорядоченных пористых матриц являются пленочные коллоидные кристаллы со структурой опала, построенные из плотноупакованных монодисперсных субмикронных сферических частиц аморфного диоксида кремния (a-SiO₂). Подрешетка взаимосвязанных пустот между сферическими частицами a-SiO₂ доступна для заполнения металлом, диэлектриком или полупроводником, которые получают наноразмерное пространственное распределение. При введении веществ в поры часто требуется нагревание до высоких температур (500-700 °C), иногда сочетающееся с химической обработкой. Технологическая операция нагрева и изотермической выдержки матрицы при введении веществ часто приводит к изменению её структуры (или полному разрушению), а характер распределения вещества в порах непрогнозируемо изменяется, что затрудняет создание модели, расчет и предсказание оптических свойств композита. Следовательно, изучение вопросов, касающихся характера и степени термических деформаций и разрушения трехмерно-упорядоченных опалоподобных матриц из сфер a-SiO₂ при отжиге, а также разработка методов сохранения их исходной структуры составляют важную и актуальную проблему. В соответствии со структурными изменениями в исходной матрице изменяются и фотонно-кристаллические свойства нанокомпозитов, а при разрушении матрицы они становятся непредсказуемыми или пропадают.

Дефекты трехмерных матриц из a-SiO₂ со структурой опала можно разделить на полученные при их формировании и приобретенные в результате термической обработки. Полученные при формировании дефекты зависят от степени полидисперсности частиц и от методов сборки частиц в матрицу. Приобретенные в результате термической обработки дефекты обычно налагаются на первый тип (трещины различной величины, расслоения, изменения структуры вследствие слипания или сплавления (т.н. синтеринг) и изменения формы сферических частиц a-SiO₂). Перечисленные дефекты возникают преимущественно из-за изменения размеров частиц при нагреве, уменьшения их внутренней пористости, изменения стехиометрического состава частиц и разницы в коэффициентах термического расширения между материалом трехмерной пористой матрицы и материалом подложки. Стойкость трехмерных матриц из сферических частиц a-SiO₂ к нагреву может быть повышена как путем предварительных термообработок как частиц до сборки матрицы, так и специальной подготовкой уже сформированной матрицы (Табл. 1).

Таблица 1 Вариант Подготовка сферических частиц a-SiO₂ перед Подготовка матрицы перед подготовки сборкой трехмерной опалоподобной матрицы термическим нагружением нет нет Ι термический отжиг 750°С Π нет термический отжиг 750°С термический отжиг 400 °С, III P = 300-400 атм, в атмосфере H_2O .

Неподготовленные матрицы (Табл.1, I) при нагреве до 1000°С практически разрушаются (Рис. 1, С). Основным видом разрушения являются образование трещин, изменение формы сферических частиц а-SiO₂ и их взаимное частичное сплавление (синтеринг). Причиной таких изменений является уменьшение собственных размеров каждой частицы а-SiO₂ при термообработке, удаление остаточных следов воды из материала частиц, приближение состава частиц к стехиометрическому а-SiO₂ и слабые связи между частицами в исходной матрице.



Рис. 1 Спектры Брэгговского отражения от плоскости (111) трехмерных матриц из частиц а-SiO₂ диаметром 530 нм. (А): матрица без подготовки (Табл.1, **I**); (В): подготовленная матрица (Табл.1, **III**); кривые (1) – до отжига, (2) - температура отжига 550°С, (3) - температура отжига 950°С; (С) – после отжига при 1000°С (Табл.1, **I**, оптический микроскоп); (D) - после отжига при 1000°С (Табл.1, **III**, оптический микроскоп); (D) - после отжига при 1000°С (Табл.1, **III**).

Установлено, что образования трещин и разрушения матриц из $a-SiO_2$ в условиях изотермической выдержки при 700-1000 °С можно избежать за счет предварительной термической обработки частиц $a-SiO_2$ при 750 °С (Табл.1, **II**). При нагреве до 1000 °С и изотермической выдержке собранная из таких частиц трехмерная матрица $a-SiO_2$ сохраняет структуру и образования трещин микронного размера не наблюдается. (Рис. 2, В). В то же время, при таком виде термического нагружения структурные элементы матрицы деформируются - нарушается шарообразность частиц $a-SiO_2$ (Рис. 2, А).

Подготовка по варианту **III** (Табл.1, **III**) позволяет наилучшим образом сохранить структурное совершенство матрицы при термообработке. При отжиге частицы уменьшаются в размерах, но в местах касаний при подготовке матрицы сферические частицы a-SiO₂ образуют прочные соединения, заметные на сколе кристалла (Рис. 2,С). Механическая прочность и температурная стойкость обработанных таким образом образцов существенно повышена. После изотермической выдержки (3 ч) при 1000 °С матрица оказывается практически лишена трещин (Рис. 2, D).



Рис. 2. Изображения трехмерных матриц со структурой опала с диаметром частиц a-SiO₂ 375 нм, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа после нагрева и изотермической выдержки (3 часа) при температуре 1000°С. (А,В) -матрица подготовлена соотв. Табл 1, **II**: (А)- скол; (В) - поверхность (111); (С,D)- матрица подготовлена соотв. Табл 1, **III**: (С)-скол, (D)- поверхность (111).

При ухудшении идеальности ГЦК упаковки сфер a-SiO₂ в матрице интенсивность Брэгговского отражения от ростовой плоскости (111) падает вследствие рассеяния света на образовавшихся неоднородностях в упаковке (трещинах, дефектах), а ширина пика увеличивается. Уменьшение диаметра частиц приводит к коротковолновому сдвигу в спектрах. На рис. 1, А прослеживаются изменения в спектрах при нагревании матрицы, подготовленной по варианту I (Табл.1, I), причем Брэгговское отражение от выдержавшей нагрев до 1000°С в течение 3 часов структуры практически отсутствует (Рис. 1, А, кривая 3). Матрица, подготовленная по варианту III (Табл.1, III) наилучшим образом сохраняет свое структурное совершенство - при аналогичном термическом воздействии: максимум пика отражения сдвигается значительно меньше, мало уширяется, а интенсивность пика падает на 30% (Рис. 1, В, кривая 3).

Работа поддержана ОФН РАН, РФФИ и ФАНИ.

DFMN-2009

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПЛЕНОЧНО-ТКАНЕВОГО МАТЕРИАЛА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ СИЛОВЫХ ФАКТОРОВ И УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ Каюмов Р.А, Мухамедова И.З., Шакирова А.М., Куприянов В.Н., Сулейманов А.М.

Россия, Казанский государственный архитектурно-строительный университет, kayumov@rambler.ru

ESTIMATION OF DURABILITY OF OF THE FABRIC COMPOSITE MATERIAL UNDER THE INFLUENCE OF POWER FACTORS AND ULTRA-VIOLET Kayumov R.A., Muhamedova I.Z., Shakirova A.M., Kuprianov V.N., Suleimanov A.M.

Russian Federation, Kazan State University of Architecture and Engineering

Physical ratio for phases of fabric composite materials (FCM), taking into account processes a polymer destruction under climatic operational factors influence, are developed.

The finite element model for the representative element FCM allowing to define durability FCM in view nonlinear elasticity, creep, accumulation of microdamages of a material, influence of climatic operational factors are advanced on a case of finite displacements.

Разработаны физические соотношения для фаз пленочно-тканевого композиционного материала (ПТКМ), учитывающие процессы деструкции полимерного материала под воздействием климатических эксплуатационных факторов.

Разработана конечно-элементная модель представительного элемента ПТКМ, позволяющая определять долговечность ПТКМ с учетом наличия нелинейной упругости, ползучести, накопления микроповреждений материала, влияния климатических эксплуатационных факторов, конечности перемещений.

Рассматривается пленочно-тканевый композиционный материала (ПТКМ), который представляет собой композит с тканой армирующей основой из высокопрочных синтетических нитей и пленочного покрытия (матрицы) из эластомеров или термопластов. Он служит для защиты армирующей основы от воздействия атмосферных факторов и придания воздухопроницаемости материалу.



Рис. 1

Исследуемый композитный материал на тканевой основе рассматривается как неоднородная структура.

Регулярность структуры ПТКМ, изготовленного на основе ткани с полотняным переплетением нитей основы и утка, позволяет выделить одну его ячейку, образованную двумя соседними парами нитей (основы и утка) (рис.1).

Даже при небольших деформациях композита в целом при рассмотрении деформирования ткани появляется необходимость учитывать геометрическую

нелинейность, поскольку углы поворота нитей уже не являются малыми. Поэтому при анализе плоского деформированного состояния используются геометрически нелинейные соотношения между тензором деформаций Грина и перемещениями. Кроме того учитываются нелинейная зависимость между приращениями напряжений и деформаций, а также ползучесть матрицы. Для учета геометрической нелинейности задача решается в приращениях в предположении о плоском деформированном состоянии рассматриваемого образца.

Одной из характеристик процесса деформирования является параметр поврежденности ω , который описывает накопление в материале дефектов типа микротрещин, микропор. Для него можно использовать определяющие соотношения в дифференциальной форме:

$$d\omega/dt = \Omega(\sigma, T, \omega, u, v, ...)$$

Далее, под воздействием внешних не силовых агрессивных воздействий, в частности, ультрафиолетового облучения, происходят фазовые превращения и изменения механических свойств полимерной матрицы ПТКМ, которые назовем деструкцией материала (от воздействия ультрафиолета - его фотодеструкцией). В результате вторичных реакций происходит

DFMN-2009

распространение этого процесса – диффузия деструкции в толщу материала в некотором слое высоты h, который идет со стороны поверхности, подверженной агрессивным воздействиям. На поверхности появляются микротрещины, которые также со временем растут. Это вновь ведет к увеличению высоты слоя h. В связи с этим введем в рассмотрение скалярный параметр u, который назовем уровнем фотодеструкции, считая его пропорциональным интенсивности облучения γ . Для него в качестве определяющего соотношения примем эволюционное уравнение вида:

$$du/dt = U(\gamma, \sigma, \omega, u, h, T, ...)$$

Принимая для простоты, что поверхность облучения представляет собой плоскость, процесс проникновения фотодеструкции вглубь материала будем описывать уравнением:

$$dh/dt = R(\sigma, \omega, u, h, T, ...)$$

Под долговечностью понимается время, при котором нарушается условие прочности матрицы, записанное в виде

$$f(\sigma, \omega, u, h, T, ...) = 1$$

Дискретизация задачи по пространственным координатам осуществляется методом конечных элементов, в качестве которых приняты шестиузловые треугольные элементы с квадратичной аппроксимацией перемещений.

Процесс деформирования представляется в виде последовательности равновесных состояний. Переход от предыдущего состояния к последующему происходит путем приращения нагрузки. Суть методики расчета состоит в вычислении (l+1)-го состояния при известных параметрах процесса l-го состояния.

Для анализа напряженно деформированного состояния используется принцип виртуальной работы в приращениях

$$\iiint_{V} \{\Delta\sigma\}^{T} \delta\{\Delta\varepsilon\} dV = \iint_{S_{\sigma}} \{\Delta P\}^{T} \delta\{\Delta u\} dS$$

где $\{\Delta P\}$ – вектор приращения внешних поверхностных сил, приложенных на $\{S_{\sigma}\}$, $\{\Delta u\}$ – вектор приращения.

Был проведен анализ влияния геометрических и механических характеристик на долговечность элементарной ячейки ПТКМ. Этот анализ выявил ряд закономерностей, например следующие. Относительная толщина утка (*be/dnit*) при использовании геометрически линейных соотношений практически не влияет на долговечность, а когда используются геометрически нелинейные соотношения, то увеличение относительной толщины утка ведет к уменьшению долговечности (~ на 30% при увеличение относительной толщины утка от величины 0.5 до 1). В линейном случае существует такое значение амплитуды искривления нити основы $A = A^*$, при котором долговечность минимальна. В геометрически нелинейном случае такой критической точки нет: с увеличением A долговечность падает, но после $A = A^*$ – долговечность почти не меняется.







Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 08-01-00628



ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЖЕСТКОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТКАНЕЙ, ОБРАБОТАННЫХ ПОТОКОМ ХОЛОДНОЙ ПЛАЗМЫ, МЕТОДОМ ИДЕНТИФИКАЦИИ *Каюмов Р.А., Мухамедова И.З., **Абдуллин И.Ш., Хамматова В.В., Кумпан Е.В.

Россия

*Казанский государственный архитектурно-строительный университет, **Казанский государственный технологический университет *Kayumov@rambler.ru*

DEFINITION OF ELASTICITY CHARACTERISTICS OF THE FABRICS, PROCESSED BY THE FLOW OF COLD PLASMA, BY AN IDENTIFICATION METHOD Kayumov R.A., Muhamedova I.Z, Abdullin I.G., Hammatova V.V., Kumpan E.V.

In this research review the method of identification of mechanical characteristics is developed at processing of experimental data. On the basis of this method are defined nonlinear stiffness characteristics of the cold plasma of samples of fabrics raw and processed by a stream for various types of materials. Influence of this processing on mechanical characteristics of fabrics is revealed.

С помощью плазменных технологий возможно получение требуемых технологических, эксплуатационных и гигиенических свойств текстильных материалов, а также целенаправленное улучшение механических, физических и физико-химических свойств тканей, что представляет научный интерес и имеет большое практическое значение.

В данной работе разработан метод идентификации механических характеристик при обработке экспериментальных данных. На основе этого метода определены нелинейные жесткостные характеристики необработанной и обработанной потоком холодной плазмы образцов тканей для различных типов материалов. Выявлено влияние этой обработки на механические характеристики тканей.

Для нелинейного случая в осях ортотропии примем упругий потенциал в следующем виде:

$$W = D_{110}\varepsilon_{11}^{2}/2 + D_{114}\varepsilon_{11}^{6}/6 + D_{120}\varepsilon_{11}\varepsilon_{22} + D_{220}\varepsilon_{22}^{2}/2 + D_{224}\varepsilon_{22}^{6}/6 + D_{330}\gamma_{12}^{2}/2 + D_{334}\gamma_{12}^{6}/6$$
(1)

Через упругий потенциал W погонные усилия можно записать соотношением $N_{ii} = \partial W / \partial \varepsilon_{ii}$.

Задача идентификации ставится следующим образом: считаются неизвестными данные испытаний конструкций с замером внешних воздействий, и считаются неизвестными математические модели поведения материала и конструкций. Рассматривается прямая задача расчета конструкций, результаты численного расчета сравниваются с экспериментальными данными и механические характеристики подбираются так, чтобы они были близки. Таким образом, формулируется задача о минимизации функционала – квадратичной невязки между расчетными и экспериментальными данными. В данной работе считаются неизвестными жесткостные характеристики

$$D_{110}, D_{114}, D_{220}, D_{224}, D_{120}, D_{330}, D_{334}.$$

Приведены результаты идентификации D_{ijk} для чистошерстяной ткани (Вшр-100) и полиэфирной (ВПЭ-100) тканей, обработанных потоком холодной плазмы. Для этого использовались данные испытаний одноосного растяжения образцов с различными углами α . Строится квадратичная невязка следующего вида:

$$\delta^{2} = [(P)^{\mathfrak{scn}} - (P)^{pac4}]^{2} \Big|_{P_{1} \alpha_{1}} + [\Delta a^{\mathfrak{scn}} - \Delta a^{pac4}]^{2} \Big|_{P_{1} \alpha_{1}} + [(P)^{\mathfrak{scn}} - (P)^{pac4}]^{2} \Big|_{P_{2} \alpha_{2}} + [\Delta a^{\mathfrak{scn}} - \Delta a^{pac4}]^{2} \Big|_{P_{2} \alpha_{2}} + \dots$$

$$\dots + [(P)^{\mathfrak{scn}} - (P)^{pac4}]^{2} \Big|_{P_{n} \alpha_{n}} + [\Delta a^{\mathfrak{scn}} - \Delta a^{pac4}]^{2} \Big|_{P_{n} \alpha_{n}}$$
(2)

DFMN-2009

n – количество проведенных экспериментов. Для этой квадратичной невязки должно выполняться следующее ограничение:

$$D_{11} D_{22} - D_{12}^2 > 0 \tag{3}$$

Далее подбирались D_{ijk} из условия минимума δ^2 при ограничении (3). Разработанный программный комплекс позволил отыскать нелинейные жесткостные характеристики $D_{110}, D_{114}, D_{220}, D_{224}, D_{120}, D_{330}, D_{334}.$

На рис.1 изображены графики зависимости показателя формоустойчивости R от дозы облучения холодной плазмой *gamma* чистошерстяной (Вшр-100) и полиэфирной (ВПЭ-100) тканей.



Puc.1 Графики зависимостей показателя формоустойчивости R от дозы облучения gamma для чистошерстяной и полиэфирной тканей

Численные эксперименты показали:

- 1) у обработанных холодной плазмой тканевых образцов жесткость на сдвиг, жесткость в направлении утка и основы падает.
- формоустойчивость рассматриваемых образцов повышается при увеличении времени облучения холодной плазмой.

ЛИТЕРАТУРА

1.Каюмов Р.А., Мухамедова И.З., Абдуллин И.Ш., Хамматова В.В. Серазутдинов И.Н. Построение математической модели дефрмирования тканых композитных материалов в потоке высокочастотной плазмы с учетом физической нелинейности// Материалы XIV международного симпозиум «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» им. А.Г. Горшкова.- Изд-во МАИ, Москва, 2008г. С.117-119.

2. Каюмов Р.А., Мухамедова И.З., Абдуллин И.Ш., Хамматова В.В. Серазутдинов И.Н. Моделирование процессов деформирования тканей и оценка их формоустойчивости// Сборник материалов Всероссийской Межвузовской НТК «Электромеханические и внутрикамерные процессы в энергетических условиях, струйная акустика и диагностика, приборы и методы контроля природной среды, веществ, материалов и изделий». – Казань, 2007. – С. 27-29.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 08-01-00628-а)

ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ТКАНЕВОЙ ОСНОВЕ ПРИ КОНЕЧНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЯХ Каюмов Р.А., Шакирова А.М.

Россия, Казанский государственный архитектурно-строительный университет, Farida-da@mail.ru

IDENTIFICATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE FABRIC COMPOSITE MATERIAL ON A CASE OF FINITE DISPLACEMENTS Kayumov R.A., Shakirova A.M.

Russian Federation, Kazan State University of Architecture and Engineering

Techniques of direct experimental definition of the parameters which are included in physical ratio are developed.

Разработаны методики непосредственного экспериментального определения параметров, входящих в физические соотношения.

Для улучшения эксплуатационных свойств тканей необходимо знать напряженное состояние, радиус кривизны образца и т.д. Ткани относятся к ортотропным высокодеформативным материалам, для них характерно увеличение жесткости при натяжении, поэтому возникает необходимость учета геометрической и физической нелинейностей.

Таким образом, при создании методики расчета напряженно-деформированного состояния композитов на тканевой основе используются геометрически нелинейные соотношения между деформациями Грина и перемещениями. То есть вектор деформаций можно представить в виде суммы линейной и нелинейной частей: $\{\mathcal{E}^e\} = \{\mathcal{E}^e\}^{nun} + \{\mathcal{E}^e\}^{nunn}$.

Также учитываются физически нелинейные соотношения между приращениями напряжений и приращениями деформаций: $\{\Delta\sigma\} = \lceil D(\varepsilon) \rceil \{\Delta\varepsilon\}$, где $\lceil D(\varepsilon) \rceil$ – это нелинейная матрица.

В случае плоского напряженного состояния матрица $[D(\mathcal{E})]$ в осях ортотропии имеет следующий вид:

$$\begin{bmatrix} D(\varepsilon) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & 0 \\ D_{21} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & D_{33} \end{bmatrix}, D_{21} = D_{12}$$

Задача решается численно. Для дискретизации области по пространственным координатам применялся метод конечных элементов, а для линеаризации – метод догружений.

Для отыскания D_{ij} использован метод идентификации, основанный на минимизации невязки между экспериментальными и расчетными значениями максимального перемещения:

По данной методике решена тестовая задача об изгибе балки в кольцо (рис. 1). Балка изгибалась до четверти окружности, половины окружности и до полной окружности (рис. 2). Наибольшая погрешность была в случае изгиба до полного круга и составила не более 5 процентов.



Рис. 1 Геометрически нелинейная упругая задача об изгибе стержня в кольцо

INSTRON «Разницу можно измерить»



Рис. 2 Изгиб балки до полуокружности

Так же решены задачи о растяжении образца ткани в захватах (рис. 3) и задача о провисании образца ткани под собственным весом (рис. 4). В этих задачах погрешность также составила не более 4 процентов.



Рис. 3 Схема нагружения при растяжении образца ткани в захватах



Рис. 4 Схема нагружения в задаче о провисании образца тканевого композита под собственным весом

Показано, что учет геометрической и физической нелинейности приводит к результатам, качественно отличающимся от результатов, полученных по линейной теории (рис. 5).



Рис. 5 Зависимость 1/R(q) по геометрически линейной и нелинейной теориям

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 08-01-00628

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА Кусаиынов К., Сакипова С.Е., Курмашева К.Е.

Казахстан, Карагандинский государственный университет им.Е.А. Букетова, sesaule@mail.ru

FEATURES OF ELECTROHYDRAULIC PULSE TECHNOLOGY OF PREPARATION OF THE WATER-COAL MIXTURE FUEL

Kusaiynov K., Sakipova S.E., Kurmasheva K.E.

Kazakhstan, Karaganda State University named after E.A.Buketov, sesaule@mail.ru

The researches have allowed to receive optimum parameters of work of the electrohydraulic device for crushing fuel up to small of fractions and to study some electrophysical properties of the water-coal mixture. The electric recharge is carried out in the water environment that allows to change its structures and characteristics, and to create new fuel with the set properties.

Исследование закономерностей развития импульсного, электрического разряда в жидкости является весьма актуальным вследствие широкого использования электроразрядных технологий для обработки минерального сырья и в процессах производства новых материалов. Электрический разряд в жидкой среде сопровождается образованием ударных волн с большой амплитудой давления на фронте, которое и используется в качестве мощного источника механической энергии [1,2]. Возмущения, вносимые в рабочую среду внешними источниками, в данном случае электрическими разрядами, существенно меняют физические свойства рабочей среды. Рабочая среда, представляющая собой неоднородную жидкость, турбулизуется, насыщается парами, в ней образуются газовые пузырьки, растворяются и перемешиваются отслаиваемые в процессе дробления дисперсные частички твердых пород, происходят фазовые и структурные изменения [3]. Все эти процессы оказывают влияние на амплитуду и частоту импульсных давлений.

В проведенных исследованиях импульсные процессы были реализованы организацией высоковольтных электрических разрядов в водных растворах угля различных марок с целью приготовления угольных порошков для водоугольной суспензии (ВУС). Необходимость производства данного продукта обусловлена тем, что в связи с возрастанием доли низкосортных углей в мировом топливно-энергетическом балансе большое значение приобретают разработка энергосберегающих технологий, позволяющих в некоторой степени приостановить возрастающие масштабы использования жидкого топлива, получаемого в результате переработки ценного сырья нефтеперерабатывающей промышленности, а также снизить количество вредных пылегазовых выбросов. Принимая во внимание огромные масштабы потребления низкосортных углей в мировом топливно-энергетическом балансе, особое значение приобретает разработка нетривиальных и комплексных подходов, позволяющих улучшить потребительские свойства имеющихся природных ископаемых. Это весьма актуально для Казахстана, обладающего богатыми месторождениями низкосортного угля. Для решения вышеуказанной проблемы весьма перспективными представляются работы по разработке технологии получения и использования ВУС. Угольная суспензия представляет собой композиционную дисперсную систему, состоящую из твердой фазы в виде мелкодисперсного угольного порошка и жидкой среды (вода или технические стоки). Преимуществом водоугольного топлива является возможность производить его с заданными свойствами для конкретных технологий или агрегатов, при этом изготовление ВУС не требует использования каких-либо особых сортов угля. Все характеристики определяются закономерностью его горения, которое существенно отличается от традиционных видов топлива.

Известные способы получения ВУС, можно разделить на группы: метод механического дробления угля, метод виброволновой технологии, ультразвуковой метод, метод барботажа сжатым воздухом или паром. При электрогидравлической технологии (ЭГТ) измельчение и перемешивание угля в воде осуществляется в гидроударных аппаратах, генерирующих импульсы с частотой резонансного разрыва частиц [3]. Диапазон изменения напряжения U составил $(1,5\div3,0)$ кВ, емкости накопителя С – $(0,10\div0,25)$ мкФ; межэлектродного расстояния l - $(0,5\div12)$ мм; частота следования разрядов менялась в диапазоне $(1,5\div2,0)$ Гц. Использование цифрового осциллографа с программным обеспечением РСLab 2000 позволило фиксировать импульсы тока длительностью 0.32-0.64мс. На рис.1. показаны сигналы с повторяющимися, устойчивыми пиками, здесь разрешимость временной развертки составляет 100 точек на 5с, шаг по току - 32точки на 15А. Погрешность измерения импульсного тока и напряжения не превышает 3-5%.



Рис.1. Экспериментальные графики низкочастотных импульсных токов в ВУС.

Цифровой запоминающий осциллограф позволяет увидеть на мониторе компьютера временные развертки импульсных сигналов, и используется в качестве анализатора спектра, так как позволяет фиксировать величину сигналов при помощи специальных маркеров. На рис. 2 приведены графики импульсного напряжения с длительностью 0,32мс или 0,48 мс, пики апериодически чередуются независимо от выбранных значений переменных параметров разрядного контура.



Рис. 2. Зависимость U=f(t) при C = 0.10мкФ, l = 1 мм.

По результатам экспериментов установлены оптимальные параметры рабочего напряжения на накопителе энергии и емкость конденсаторов при электрогидравлической обработке углей Карагандинского бассейна. Указанные параметры обеспечивают максимальное процентное содержание мелкодисперстных фракций с размерами не более 0,7 мм. Разработанный способ ЭГТ обработки ВУС позволяет быстро и с минимальными затратами получить угольные порошки с заданными размерами твердых фракций, при этом совместить процесс дробления угля и приготовления ВУС. Вследствие того, что электрогидравлический разряд удар совершается в водной среде, можно менять его структуру и характеристики, и на его основе создавать новое топливо с заданными свойствами, с одновременным улучшением санитарно-гигиенических условий работы.

- 1. Щинников П.А., Евтушенко Е.А., Овчинников Ю.В. и др. Новые технологии сжигания твердого топлива. / Теплоэнергетика.-2001, № 7. С.30-32.
- 2. Сухарников Ю.И. и др. Шламы флотации каменных углей как энергетическое топливо. / Промышленность Казахстана. 2002, № 10.- С.28-31.
- Кусаиынов К., Сакипова С.Е., Обидина А.С. Оптимизация технологии получения водо-угольного топлива на основе электрогидроимпульсной обработки низкосортных углей. // Материалы межд.конференции Деформация и разрушение материалов. - М: Изд-во Интерконтакт Наука, 2006. - С.540 -543.

DFMN-2009

О ВЛИЯНИИ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КВАРЦИТОВ Кучумова В.М., Савенко В.И., Малкин А.И.

Россия, институт физической химии и электрохимии PAH. e-mail: visavenko@rambler.ru

About the water solution electrolytes influence upon the mechanical properties of quartzites. Kuchumova V.M., Savenko V.I., Malkin A.I.

The influence of the water solutions of strong electrolytes upon the mechanical characteristics of subsurface layers of the main structural components of quartzite have been investigated by the microhardness experiments. The "plastisity- fracture" transition conditions have been analysed for these components in experiments under variation of environment pH.

Методом микротвердости исследовано влияние водных растворов сильных электролитов на механические характеристики приповерхностных слоев основных структурных составляющих кварцитов (гематито-магнетитовых включений и силикатной матрицы); исследованы условия перехода «пластичность-хрупкость» при испытаниях указанных составляющих в растворах при варьировании значений pH среды.

Введение. При измельчении, обогащении, поверхностной обработке или бурении горных пород все известные технологические режимы включают в себя, как правило, операцию контактного воздействия инструмента на материал, осуществляемого через его поверхность. При этом решение задач, связанных с оптимизацией технологии известных режимов обработки, практически всегда связано с необходимостью оценки механических характеристик тонких приповерхностных слоев соответствующих структурных составляющих обрабатываемого материала. Важной задачей, естественным образом примыкающей к вышеуказанной, является также анализ изменения механических свойств этих слоев под влиянием адсорбции поверхностно-активных веществ (ПАВ), содержащихся в разного типа технологических смазачно-охлаждающих или буровых жидкостях и средах (СОЖ и СТС). Наиболее простым и универсальным методом определения пластических и прочностных показателей тонких приповерхностных слоев твердых тел является метод микротвердости. Указанный метод позволяет определять такие важнейшие характеристики материалов, как предел текучести, модуль Юнга, вязкость разрушения (критическое значение коэффициента интенсивности напряжений), предел прочности, эффективную поверхностную энергию трещинообразования, а также характерные размеры "биографических" подповерхностных трещин, существующих в приповерхностных слоях каждой из структурных составляющих анализируемого композиционного материала.

Ранее уже было показано, что такой природный композиционный материал как кварцит, хотя и обладает весьма сложной внутренней структурой, практически представляет собой упруго-хрупкую силикатную матрицу на основе кварца, которая содержит более пластичные, но одновременно и более жесткие гематито-магнетитовые включения (т.к. наши опыты показали, что модуль Юнга Е гематита, или магнетита, в несколько раз больше, чем у кварца, а микротвердость, наоборот, меньше).

В связи с этим естественно ожидать, что и поверхностно-активные среды, подбираемые для технологических режимов обработки кварцита, будут по-разному влиять на механические характеристики вышеуказанных его структурных составляющих. Следовательно, для правильного с точки зрения оптимальности их действия на материал подбора составов СОЖ и СТС для измельчения, обработки или бурения кварцитов целесообразно экспериментально исследовать, каким образом влияют типичные ПАВ, обычно входящие в состав соответствующих технологических сред, на микропластические и микропрочностные характеристики основных структурных составляющих кварцита. К таким средам, применительно к кварциту, относятся в первую очередь водные растворы электролитов.

В данном сообщении приведены результаты экспериментов по выявлению влияния водных растворов сильных электролитов (при различных показателях pH) на переходы "микропластичность-микрохрупкость" в приповерхностных слоях силикатной матрицы и железосодержащих зеренных включений, образующих две основные структурные составляющие кварцитов, при контактных воздействиях.

Методика экспериментов.

Микропластичность и микрохрупкость материалов исследовали методом микровдавливания жесткого индентора. Образцами служили вырезанные из буровой пробы кварцита балочки размером

10х10х50 мм, имевшие полированную поверхность 12-14 класса и предварительно обезжиренные в ацетоне и промытые дистиллировнной водой. Испытания проводили на приборе ПМТ-3 по стандартной методике. Эксперименты в соответствующей среде проводились следующим образом. После наведения на резкость чистой рабочей поверхности и фиксации соответствующей структурной составляющей, на выбранную часть поверхности с помощью пипетки наносилась капля заданной среды; система «капля-образец» приводилась в равновесие путем выдержки в состоянии покоя в течении 3-5 мин. Затем проводилось индентирование заданного участка покрытой жидкостью поверхности путем введения нагруженного индентора непосредственно в каплю. После выдержки в течении 15 сек. индентор поднимался, жидкая среда снималась с поверхности образца при помощи фильтровальной бумаги, столик с образцом путем его поворота помещался в поле зрения микроскопа, при помощи которого измерялись геометрические размеры созданного индентором отпечатка, а также фиксировались окружающие отпечаток трещины и определялись их размеры. Каждый экспериментальный результат усреднялся не менее чем по пяти испытаниям, проведенным в одних и тех же внешних условиях. В качестве активной среды использовались водные (на основе бидистиллята) растворы хлористого калия при различных значениях показателя рН, лежавших в интервале 1,45-12,45. Варьирование рН растворов осуществляли путем добвления к 10Н. раствору KCl 0,1H. растворов HCl или KOH. Анализировали влияние активных сред на механические характеристики обеих главных структурных составляющих кварцита - силикатной матрицы и железосодержащих зеренных включений.

Результаты экпериментов и основные выводы.

Анализ численных значений прочностных показателей приповерхностного слоя силикатной и гематито-магнетитовой фаз, полученных при испытаниях образцов кварцита в водных растворах KCl при различных значениях показателя pH позволил сделать следующие выводы.

1. Основные прочностные характеристики силикатной составляющей, такие, как вязкость разрушения, эффективная поверхностная энергия трещинообразования и условный предел прочности, существенно зависят от состава электролита. Своих максимальных значений указанные характеристики достигают в кислых растворах электролита, а минимальных - в щелочной среде.

Вместе с тем, следует подчеркнуть, что и нейтральные водные растворы электролитов также оказывают (по сравнению с воздушной средой) заметное охрупчивающее влияние на прочностные характеристики силикатной матрицы, понижая прочность силикатной составляющей кварцита в соответствии с предсказаниями, сделанными на основе анализа условий проявления эффекта Ребиндера.

2. Наибольшей эффективностью охрупчивающего действия по отношению к гематитомагнетитовой фазе кварцита обладают кислые водные растворы электролитов, и в меньшей степени нейтральные и слабощелочные.

3. Сильнощелочные растворы электролитов не только не охрупчивают железосодержащую фазу кварцита, но напротив, оказывают даже некоторое упрочняющее действие. Это, по-видимому, происходит благодаря близости среднего заряда поверхности указанной фазы, при помещении ее в сильнощелочную среду, к точке нулевого заряда, вблизи которой, согласно выводам электрокапилярной теории прочности по Ребиндеру, материалы обладают максимальной поверхностной энергией, прочностью и твердостью.

4. Сопоставительный анализ влияния водных растворов электролитов с разными pH на прочностные характеристики силикатной и гематито-магнетитовой структурных составляющих кварцита дает возможность сделать заключение о зеркальном характере действия одних и тех же сред на механические свойства указанных составляющих. Именно, среды, охрупчивающие силикатную составляющую в максимальной степени, упрочняют железосодержащую фазу и, наоборот, среды, упрочняющие, или пластифицирующие силикатную матрицу, охрупчивают гематито- магнетитовые зеренные включения.

Этот вывод является чрезвычайно важным при переходе к макроскопическим натурным испытаниям, ибо он указывает наиболее эффективные пути для управления любыми технологическими процессами, включающими измельчение, обработку и бурение кварцитов путем рационального подбора электролитов.



К РАЗРАБОТКЕ ТЕХНОЛОГИЙ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ

Кычкин А.И., Семенов Я.С. *

Россия. Якутск. Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутский государственный университет* yansemenov@mail.ru

ABOUT DEVISE TECHNOLOGY UTILIZATION OF THE ORE CONCETRATION A.I. Kichkin, Yan S. Semenov Russia. Yakutskii state university yansemenov@mail.ru experiments are showed applicability of the ore concentrate of the tail chain industry

The experiments are showed applicability of the ore concentrate of the tail chain industry on create new alloys. The new alloys are with according technology identifiably real alloys.

Использование рудных концентратов из хвостов горнодобывающей промышленности показало, что для сплавов широкого потребления их применение вполне целесообразно. Полученные расплавы идентичны получаемым с применением ферросплавов, поэтому с экономической точки зрения применение рудных концентратов из хвостов горнодобывающей промышленности является целесообразным.

Введение. Были исследованы на восстановление концентраты из «хвостов» горнодобывающей промышленности. Согласно литературным данным [1-2], эти концентраты не пригодны для доменного передела, так как содержат более 4% диоксида титана, что обусловливает образование вязких шлаков, создающих значительные трудности при ведении плавки. Кроме того, они характеризуются низким содержанием оксида ванадия, поэтому нерентабельно и ее использование для получения феррованадия, ферросиликованадия, диоксида титана и чугуна по известным технологиям.

Целью данной работы является - исследовать возможность использования концентратов из «хвостов» горнодобывающей промышленности.

Метод и методика эксперимента. Были проведены эксперименты по расплавлению данных концентратов с применением аргонового плазмотрона. При этом гомогенного расплава не получалось, а спеки, легко размалывались. При проведении экспериментов особый интерес представляло получение спеков без основных вредных примесей (сера и фосфор). На рис.1 показаны структуры спеков из некоторых концентратов НК.



Рис.1. Структуры спеков из некоторых концентратов НК.

Данные фазового анализа химического состава спеков изложены в таблице 1. При переработке

образуются два вида продукта: монолитный спек - 80 мас.% и шлак. Фазовый состав спеков

Таблица 1

Фракция	SiO ₂	THO ₂	Fe ₂ O ₃	MgO	MnO	CaO	A1 ₂ O ₃	P ₂ O ₅	S	Сумма
Общий	1,99	14,53	81,5	0,19	0,362	0,511	0,662	0,081	0,00	99,99
Магнитный	4,47	9,07	84,24	0,23	0,275	0,423	0,966	0,00	0,00	100,0
Немагнитный	5,05	20,85	69, 89	0,26	0,439	1,21	0,11	0,11	0,00	99,99

Эксперименты проводили с применением графитового электрода, где в качестве восстановителя применяли твердый углерод, полученный путем размола отходов применяемых в

промышленности графитовых электродов, а в качестве борирующего реагента - борную кислоту. Расчет шихты определялся стехиометрией реакций с избытком H_3BO_3 (концентрат: H_3BO_3 : C = 3:5:1). Поджиг дуги осуществлялся медной проволокой диаметром 0,5 мм. Также в данной схеме при расчете количества необходимого *углерода* учитывался угар C из тигля и электрода. Перед каждым запуском взвешивались тигель и электрод. В среднем угар составлял = 5-10 гр. Если оценить эрозию электрода по G = Am/(I - At), то в среднем он составил 2,7- 10 грКл.

Продукты синтеза образуются в двух видах: шлак - 50-70 мас.%, остальное -металлический слиток. Фазовый анализ продуктов синтеза проводили на дифрактометре ДРОН-3. Затем их микроструктуру сопоставляли (увеличение x100 и x200) с литературными данными [86, 87, 88]. При анализе полученных дифрактограмм следует, что при углеборотермическом восстановлении (HK-02-01+H₃BO₃+C) выделяются линии γ - Fe, FeB, Fe₂B и соединения Fe₃(C_{1-x}B_x), с образованием структуры ледебурит + перлит + включение углерода отжига. Микроструктура, полученных спеков (x100 и x200), показана на рис.2. При проведении восстановления твердым углеродом (HK-02-01+C) выделяются линии α -Fe, Fe₃C (Puc.4.a), о наличии которых говорит появление сателлитных линий в шестилинейчатом спектре цементита.

При боротермическом восстановлении (НК-02-01+ H_3BO_3) выделяются линии α -Fe и соединения Fe₃(C_{1-x}B_x), феррит + перлитной структурой.



Рис.2. Микроструктура спеков: НК-02-01-С сверху образец №10 (х100;х200); НК-02-01+Н₃ВО3+С снизу образец №2 (х100;х200).

Фазовый анализ химического состава полученных шлаков при различных реакциях восстановления показан в таблице 2.

Таблица 2

Фракция	Si0 ₂	Ti0 ₂	Fe ₂ O ₃	MgO	MnO	CaO	A1 ₂ 0 ₃	P ₂ 0 ₅	S	Сумм
Шлих НК	2,13	13,71	81,67	0,16	0,352	0,31	0,715	0,0	0,00	100,0
Шлих + С	2,9	22,96	70,86	0,27	0,665	0,622	1,04	0,0	0,00	99,98
Шлих+Н ₃ ВО ₃	9,48	41,71	38,48	2,47	1,48	3,4	2,15	0,0	0,09	100,0

Фазовый состав шлаков

В связи с возникшими трудностями при переплаве слабо магнитных концентратов, например как ТУД-2 (неэлектромагнитная фракция) и для оценки удельных энергозатрат, необходимо было увеличить объем расплавляемого сырья. В связи с этим, для сравнения, было выбрано минеральное сырье из Новосибирской области - диабаз (базальт), как с более похожим исходным содержанием к данному концентрату.

Выводы. Из анализа полученных расплавов следует, что они идентичны сплавам, полученным при плавке с графитовым электродом концентратов ТУД-2 и вполне пригодны в последующем получении минеральной ваты с требуемыми параметрами по длине и тонине.

Литература

- 1. Ферсман А.Е. Комплексное использование ископаемого сырья. Л.: Изд-во АН СССР. 1932. 32 с.
- 2. Химия окружающей среды / Под ред.Бокриса Дж.О.Н.М.: Химия. 1982. 670 с.
- 3. Ковкий чугун / Под ред. Н.Н.Рубцова. М.: Машгиз. 1954. 437 с.
- 4. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия. 1977. 646 с.
- 5. Высококачественные чугуны для отливок / Под ред. Н.Н. Александрова. М.: Машиностроение. 1982. 222 с.

ВЛИЯНИЕ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КВАРЦИТОВ Малкин А.И., Кучумова В.М., Савенко В.И., Клюев В.А., Топоров Ю.П.

Россия, институт физической химии и электрохимии PAH. e-mail: visavenko@rambler.ru

ABOUT THE WATER SOLUTION SURFACTANTS INFLUENCE UPON THE MECHANICAL PROPERTIES OF QUARTZITES

Malkin A.I., Kuchumova V.M., Savenko V.I., Klyuev V.A., Toporov Yu.P.

The influence of the water solutions of surfactants upon the mechanical characteristics of subsurface layers of the main structural components of quartzite have been investigated by the microhardness experiments. The "plastisity- fracture" transition conditions have been analysed for these components in experiments under variation of surfactants concentration.

Ранее было показано, что растворы сильных электролитов, в зависимости от их кислотнощелочных показателей, могут оказывать как охрупчивающее, так и упрочняющее действие на механические свойства приповерхностных слоев главных структурных составляющих кварцита – силикатную матрицу и железосодержащие зеренные включения. Благодаря существенным различиям в электрохимических свойствах поверхностей силикатной матрицы и железосодержащих включений, один и тот же электролит, характеризующийся фиксированным значением pH в кислой или щелочной области, как правило, оказывает прямо противоположное действие на прочностные характеристики вышеупомянутых составляющих кварцита. Иными словами, наблюдается антибатный характер изменения прочностных характеристик указанных структурных составляющих при варьировании pH водного рвствора электролита. Вместе с тем, при испытаниях кварцитов в электролите (водно-солевом растворе) с показателем pH 6,5-6,0, близким к нейтральному, обе главных структурных составляющих демонстрируют хотя и не столь значительное как в крайних случаях (при pH = 3 и при pH = 12,4), но все же заметное одновременное понижение своих прочностных характеристик.

С другой стороны в связи с тем, что коррозионная стойкость инструмента также весьма существенно зависит от кислотно-щелочных показателей окружающей среды, заметно уменьшая ресурс его безотказной работы как в кислых, так и в основных средах, при исследовании охрупчивающего действия среды целесообразно стремиться расширить класс химически нейтральных технологических жидкостей, включив в рассмотрение добавки типичных поверхностно-активных веществ (ПАВ), не обладающих столь явно выраженным коррозионным воздействием на инструмент, как кислые или щелочные растворы сильных электролитов. Учитывая вышесказанное, в данной работе было проведено исследование влияния водно-солевых растворов широко распространенного в промышленности представителя типичных ионогенных ПАВ, оказывающего одновременное охрупчивающее воздействие на прочностные характеристики приповерхностных слоев главных структурных составляющих кварцита.

Поскольку свободная поверхность кварца, представляющего собой основную фазу силикатной матрицы кварцита, в обычных условиях является отрицательно заряженной, то в качестве такого ПАВ следует выбирать катионактивное, достаточно хорошо растворимое в нейтральных водных растворах электролитов и, по возможности, обладающее максимально выраженными дифильными свойствами. В качестве такого ПАВ в данной работе был выбран цетилтриметиламмоний бромид C₁₅H₄₂NBr (CTAB).

Растворителем СТАВ во всех нижеописанных опытах служил водный раствор КСІ при концентрации последнего равной 10⁻³ М/л и показателем pH = 5,93. Для определения механических характеристик главных структурных составляющих кварцита использовали стандартный метод микротвердости. Связь между параметрами невосстановленного отпечатка, а также сопутствующих ему медианных трещин, и прочностными характеристиками приповерхностных слоев структурных составляющих кварцита устанавливали при помощи соотношений линейной механики контактного разрушения, полученными в рамках теории Б.Р.Лауна с сотр.

В данной работе были определены основные прочностные характеристики приповерхностного слоя силикатной и железосодержащей (гематито-магнетитовой) составляющих кварцита, поверхность которых находилась в контакте с активной средой - водно-солевыми растворами СТАВ разной концентрации. Рассчитывались следующие характеристики: критическая нагрузка образования вокруг отпечатка медианных трещин (переход «пластичность-хрупкость») - Р_с; критическое значение коэффициента интенсивности напряжений (вязкость разрушения) К_с; условный предел прочности σ_c ; эффективная поверхностная энергия разрушения $\gamma_{c.}$. Результаты расчетов

приведены в табл. 1 и 2 Они свидетельствуют о том, что почти все использованные растворы оказывают в той или иной степени охрупчивающее действие как на силикатную матрицу, так и на железосодержащие зеренные вкрапления в кварците. При этом минимальный эффект понижения хрупкой прочности достигается в растворах СТАВ концентрации С = 10^{-5} М/л. Это, по-видимому, связано с тем обстоятельством, что в растворах данной концентрации, благодаря большим ($\theta \approx 90^{0}$) краевым углам смачивания, затруднено поступление молекул активной компоненты в вершину развивающейся трещины.

Концентрация СТАВ, М/л	P _c , H	К _с , МПа м ^{0,5}	σ _с , ГПа, (при Р = 1 Н)	γ _с , Дж/м ²
1,25 10-6	0,11	1,07	0.59	6,0
1,25 10-5	0.18	0,18	0,70	7,8
1,25 10-4	0,07	0,90	0,46	4,2
1,25 10-3	0,02	0,98	0,52	5,0
Воздух,				
Влажность 60%	0,20	1,160	0,65	7,0

Табл.1.

Табл.2.

Концентрация СТАВ, М/л	К _с , МПа м ^{0,5}	σ _с , ГПа, (при Р = 1 Н)	γ _{с,} Дж∕м²
1,25 10-6	1,50	0,66	5,3
1,25 10-5	2,02	0,99	9,7
1,25 10-4	1,26	0,53	4,8
1,25 10 ⁻³	1,44	0,63	4,9
Воздух,			
Влажность	2,26	1,16	12,1
60%			

Максимальное значение охрупчивающего действия СТАВ достигается в его водных растворах концентрации 10⁻⁴ М/л. В растворе СТАВ при концентрации 10⁻³ М/л эффект адсорбционного понижения прочности обеих составляющих опять ослабевает, что по-видимому связано с процессом мицеллообразования и относительным понижением адсорбции катионов и молекул ПАВ при включении альтернативного мицелярного механизма адсорбции.

Обобщая полученные в данной работе результаты экспериментов, можно сделать заключение о том, что в рассмотренных случаях имеет место симбатный (в рамках концентрационных зависимостей) характер влияния адсорбции молекул СТАВ на прочностные характеристики обеих главных составляющих кварцита.

Вместе с тем, сравнение данных табл. 1 и 2, показывает, что при испытаниях кварцитов в растворе СТАВ концентрации 10⁻⁴ М/л наиболее значительно понижаются прочностные показатели более пластичной, т.е. более энергоемкой, с точки зрения работы разрушения, железосодержащей структурной составляющей кварцита и в меньшей степени – изначально более хрупкой силикатной матрицы. При этом эффективные поверхностные энергии разрушения обеих главных структурных составляющих сближаются, создавая предпосылки для более равномерного измельчения такого первоначально резко неоднородного по механическим и прочностным свойствам композиционного материала, каким является кварцит.

Таким образом, можно ожидать, что применение в качестве понизителя прочности при измельчении, обработке и бурении водно-солевых растворов СТАВ при нейтральном значении рН раствора будет являться со всех точек зрения гораздо более эффективным (по сравнению с растворами кислых и щелочных электролитов) способом улучшения технологических показателей указанных процессов.

О СТРУКТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ КВАРЦИТОВ Савенко В.И., Кучумова В.М., Малкин А.И.

Россия, институт физической химии и электрохимии PAH. e-mail: visavenko@rambler.ru

ABOUT THE STRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF QUARTZITES Savenko V.I., Kuchumova V.M., Malkin A.I.

The mechanical characteristics of subsurface layers of the main structural components of quartzite have been determined by the microhardness tests. The "plastisity- fracture" transition conditions have been investigated for these components in experiments under air medium.

Методом микротвердости определены механические характеристики приповерхностных слоев основных структурных составляющих кварцитов (гематито-магнетитовых включений и силикатной матрицы); исследованы условия перехода «пластичность-хрупкость» при испытаниях указанных составляющих в воздушной атмосфере.

Введение. Кварцит является преобладающей горной породой железосодержащих руд Курской магнитной аномалии (КМА). Знание состава и механических свойств кварцита и его составляющих необходимо для выбора рациональных методов обогащения исходной горной породы в технологических процессах, связанных с добычей железной руды. Данная работа посвящена исследованию микромеханических характеристик кварцита и его составляющих, принадлежавших Михайловскому месторождению КМА.

Минералогический анализ состава кварцитов показывает, что они характеризуются явно выраженной полосчатой структурой, в состав которой входят несколько фаз. Эти фазы можно сгруппировать в две крупные структурные составляющие. Первая структурная составляющая, содержащая в основном окислы кремния и представляющая собой силикатную матрицу-основу, объединяет фазы кварца (подавляющая часть этой фазы), а также эгирина и слюды. Сюда же целесообразно включить незначительные по количеству карбонатные выделения. Вторая, радикально отличающаяся от первой по механическим свойствам, объединяет фазы, содержащие в своем составе двух- или трехвалентное железо. Это окислы железа - магнетиты и гематиты, расположенные в виде полигональных зеренных вкраплений в силикатную матрицу.

При оптико-микроскопическом анализе, при увеличении порядка 500[×], поверхность шлифов кварцита представляется состоящей именно из этих двух групп структурных составляющих. При этом силикатная матрица слабо отражает падающий свет, а гематитомагнетитовые зерна-включения - значительно лучше; последние имеют желтый цвет и без труда различаются на фоне серой матрицы. Объемная концентрация гематитовых включений достаточно велика и достигает уровня 50-60%. Средний размер зерен-вкраплений составляет 50-60 мкм. Многие зерна имеют заметную анизометрию формы. Коэффициент анизометрии, определяемый как отношение усредненных по выборке максимального поперечного размера зерна к минимальному составляет ~ 1,9.

Силикатная и железосодержащая структурные составляющие сильно различаются по своей твердости. По минералогической шкале Мооса твердость кварца имеет значение около 7; в то же время твердость магнетитов и гематитов не превышает $5,5 \sim 6$ единиц. При стандартных испытаниях на микротвердость образцов кварцита в нормальных атмосферных условиях на воздухе при относительной влажности 60% среднее значение микротвердости силикатной матрицы оказалось равным $<H\mu> = 18,6$ ГПа, в то время как для железосодержащих вкраплений (гематито-магнетитовой фазы) $< H\mu> = 6,5$ ГПа. Аналогичные различия наблюдаются и для других механических и прочностных характеристик, а также физико-химических свойств указанных структурных составляющих кварцита. При решении практических задач, связанных с улучшением обрабатываемости кварцита, необходимо знание механических характеристик приповерхностных слоев указанных структурных составляющих в исходном материале при нормальных условиях испытаний на воздухе. Наиболее адекватным методом анализа в этом случае безусловно является стандартный метод определения микротвердости минералов, использующий экспериментально-теоретический аппарат механики контактного воздействия.

Экспериментальная часть. 1. Испытания структурных составляющих кварцита на микротвердость. Испытания на микротвердость проводили по стандартной методике на приборе ПМТ-3. Результаты испытаний каждой из двух структурных составляющих кварцита свидетельствуют о том, что в обоих случаях наблюдается явно выраженная зависимость микротвердости от нагрузки на индентор Р. Именно, при уменьшении нагрузки Р микротвердость

силикатной матрицы возрастает почти вдвое, а у относительно менее твердых железосодержащих вкраплений - на 30-50%. Это типичное проявление влияния на микротвердость масштабного фактора.

Следует отметить, что среднее значение микротвердости силикатной матрицы $< H\mu > = 18,6$ ГПа оказывается существенно более высоким, нежели таковое у плавленого (аморфного) кварца $< H\mu > = 11,5$ ГПа). Анализ формы отпечатков - их анизотропии и отклонений от правильной симметричной конфигурации, показывает, что указанная разница обусловлена главным образом мелкодисперсным поликристаллическим состоянием силикатной структурной составляющей в кварците.

2. Исследование переходов «пластичность-хрупкость» в структурных составляющих кварцита. При испытаниях пластично-хрупких материалов метод микротвердости дает возможность надежно зафиксировать условия протекания перехода от пластичного к хрупкому контакту, а также значения параметров процесса вдавливания, при которых этот переход происходит. Опыт показывает, что при испытаниях на микротвердость в области достаточно малых нагрузок на индентор в нормальных атмосферных условиях материал как силикатной матрицы, так и железосодержащих вкраплений оказывается полностью пластичным. Деформация материала вокруг отпечатка в этих условиях вообще не сопровождается хрупкими повреждениями приповерхностного слоя образцов. Однако при достижении критического значения усилия вдавливания индентора P_c в поверхностном слое материала вокруг отпечатка наблюдается появление трещин разрушения. В силикатной матрице это происходит при P_c = 0,2 H, в железосодержащих зернах P = 0,6 H Трещинообразование происходит в основном путем радиального растрескивания. Трещины образуются в материале всегда вне отпечатка и простираются как правило от его углов (значительно реже - сторон). В соответствии с классификацией приповерхностных трещин, они являются трещинами радиально-медианного типа. Однако кинетика развития трещин вокруг отпечатков в различных структурных составляющих оказывается существенно различной. Действительно, опыт показывает, что в более мягкой структурной составляющей - гематито-магнетитовой, трещины при всех использованных нагрузках P > P_c выходят на поверхность образца в большинстве случаев не мгновенно, а по прошествии некоторого времени t_р после поднятия индентора. В то же время в относительно более твердой силикатной матрице ход процесса трещинообразования оказывается в значительной степени зависящим от численного значения нагрузки на индентор. В интервале нагрузок Р = 0,20-0,35 Н образование трещин на поверхности, как и для случая железосодержащих зерен, отстает во времени от процесса формирования отпечатка. Напротив, при P > 0,36 Н трещины вокруг отпечатка образуются уже непосредственно во время вдавливания индентора в материал. Это различие в механизме трещинообразования при индентировании непосредственно отражается и на виде зависимостей диагонали отпечатка от нагрузки на индентор.

Весьма важной характеристикой хрупкой повреждаемости приповерхностного слоя материала является так называемый балл хрупкости. В данной работе эта характеристика также определена методом микровдавливания. Показано, что если балл хрупкости для включений растет линейно по единому закону во всем интервале усилий вдавливания, то линейная зависимость указанной характеристики от нагрузки для силикатной матрицы претерпевает излом при нагрузке $P_{cc} = 0,35$ H Снижение скорости нарастания балла хрупкости с ростом нагрузки, превышающей $P_{cc} = 0,35$ H, связано, как это было ранее для зависимости d = f(P), со сменой механизма растрескивания в силикатной матрице при испытаниях в области достаточно больших усилий вдавливания: т.е. с переходом от запаздывающего растрескивания к мгновенному.

Заключение. Показано, что в результате неизбежной затраты части работы внешних сил в протекающих существенно неравновесных процессах необратимой деформации в таком пластичнохрупком материале, как гематиты или магнетиты, их эффективная поверхностная энергия растрескивания оказывается значительно выше, чем в случае простого квазиравновесного упругохрупкого приповерхностного разрушения силикатной матрицы. В связи с этим, при выборе активной среды с целью повышения эффективности процесса разрушения таких природных, естественных композиционных материалов, какими являются горные породы, и, в частности, кварциты, возникает два принципиально различных подхода для решения поставленной задачи. А именно, в зависимости от того, какой из механических процессов, сопровождающих разрушение породы, необходимо интенсифицировать, технолог-разработчик, подбирая тип активной среды, может пойти либо по пути понижения пластичности наиболее вязкой структурной составляющей композиционного материала, либо по пути уменьшения прочности наиболее хрупкой его составляющей.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ ДИНАМИКА ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ И МАТЕРИАЛОВ Урьев Н.Б.

Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН Ленинский просп., 31, Москва, Россия. E-mail: uriev@phyche.ac.ru

PHYSICAL-CHEMICAL DYNAMICS OF DISPERSE SYSTEMS AND MATERIALS Uriev N. B.

The new field of physical chemistry of disperse systems – the physical-chemical dynamics of structured disperse systems and materials was developed. The subject of physical-chemical dynamics is the dynamics of contact interactions between disperse phases, the processes of structure formation under dynamic conditions, fluidity and regulation of structural-rheological properties of disperse systems, that is very important for intensification of heterogeneous chemical-technological processes and the processes of production of the highly-dispersed (including nano-dispersed) composite materials.

Развита новая область физико-химии дисперсных систем – физико-химическая динамика структурированных дисперсных систем (СДС) и материалов [1]. Ее основу составляют динамика контактных взаимодействий между дисперсными фазами, агрегативная динамическая и седиментационная устойчивости СДС, стадийность структурообразования, реокинетика, текучесть и растекание по твердым поверхностям преимущественно в динамических условиях (в частности, при осцилляции), отвечающих условиям проведения разнообразных химико-технологических гетерогенных процессов в таких системах [2-4].

Самопроизвольное возникновение пространственных структур в результате межмолекулярных взаимодействий частиц дисперсных фаз в жидких и газовых средах – важнейший этап в формировании структуры композиционных материалов в концентрированных дисперсных системах. Возможность и необходимость регулирования основных для таких систем структурнореологических свойств в начальной технологической стадии получения материалов из дисперсных систем, осуществляемого преимущественно в динамических условиях, вытекает из закономерностей и условий образования и разрушения атомных контактов (в порошках) и коагуляционных контактов (в пастах и суспензиях).

Показано, что энергия и сила межчастичных контактных взаимодействий в жидких и газовых дисперсионных средах в динамических условиях (при осцилляции) могут на несколько порядков превосходить значения этих величин в статических условиях. В связи с этим показано, что параметры структурно-механического барьера в виде адсорбционных слоев ПАВ (по П.А. Ребиндеру [5]), отвечающие условиям сохранения агрегативной динамической устойчивости, также существенным образом изменяются по сравнению со статическими условиями.

Основной проблемой физико-химической динамики СДС и особенно структурированных нанодисперсных систем (СНДС) остается проблема текучести и установления условий достижения ее максимальных значений, соответствующих наименьшему уровню ньютоновской вязкости предельно разрушенной структуры [5]. Развитая теория течения таких систем [1,3] и результаты компьютерного моделирования процессов течения СДС при сдвиге и осцилляции [6] определяют эти условия и параметры динамических воздействий в сочетании с ПАВ.

Вместе с тем, в результате выполненных в последнее время экспериментальных исследований по получению полной реологической кривой течения концентрированных СНДС (на примере дисперсий модифицированного аэросила с диаметром частиц SiO₂ \approx 40 нм в вазелиновом масле и водно-спиртовых смесях) с помощью прецизионного ротационного вискозиметра Haake RS1 обнаружен ряд новых эффектов, существенно меняющих традиционные представления о механизме течения СНДС (рис. 1).

В частности, по-видимому, впервые установлено явление значительного (более чем на два порядка) нелинейного роста эффективной вязкости η_{eff} по мере увеличения скорости сдвига $\dot{\varepsilon}$ при сверхнизких ее значениях ($10^{-6} \le \dot{\varepsilon} \le 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) [7]. Ранее эта область принималась за область так называемой «наибольшей ньютоновской вязкости практически неразрушенной структуры» [5]. Доказан агрегатный механизм лавинного разрушения структуры при достижении и превышении предела текучести (при $\dot{\varepsilon} \ge 10^{-3} \text{ c}^{-1}$). Однако, далее даже при сверхвысоких скоростях сдвига ($\dot{\varepsilon} \ge 1.5 \times 10^3 \text{ c}^{-1}$) уровень так называемой «наименьшей ньютоновской вязкости» не реализуется и зависимость η_{eff} от $\dot{\varepsilon}$ остается нелинейной, а вязкость неньютоновской.



Рис. 1.

а) Традиционный вид реологической кривой на примере 10% суспензии бентонитовой глины в воде (согласно П.А. Ребиндеру).

б) Реологические кривые суспензий нанодисперсного метилированного аэросила в вазелиновом масле с содержанием твердой фазы: 1-2, 2-3, 3-6, 4-7 мас.%

Показано, что проблема максимальной текучести СДС с достижением наименьшего уровня эффективной ньютоновской вязкости η_m решается путем сочетания поличастотной осцилляции и модифицирования поверхности частиц с помощью ПАВ, отвечающих условию агрегативной динамической устойчивости.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 09-03-00652).

Литература

[1] Урьев Н.Б. // Успехи химии 2004, 73(1), 39

[2] Урьев Н.Б. Физико-химические основы технологии дисперсных систем и материалов. М.: Химия, 1988. 256 с.

[3] Урьев Н.Б., Потанин А.А. Текучесть суспензий и порошков. М.: Химия, 1992. 262 с.

[4] Урьев Н.Б. // ДАН. 2006. Т. 407. №1. С. 59-63.

[5] Ребиндер П.А. Избранные труды. Поверхностные явления в дисперсных системах. Физикохимическая механика. М.: Наука. 1979.

[6] Uriev N.B., Kuchin I.V. // Advances in Colloid and Interface Sci. 2007. Vol. 134-135. P. 249-267.

[7] Урьев Н.Б., Свистунов Ю.С., Потапов А.Н. // ДАН 2007. Т. 416. №1. С. 70-72.

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БЕТОНОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ Чернышов Е.М.,Коротких Д.Н., Артамонова О.В.

Россия, Воронежский государственный архитектурно-строительный университет, korotkih@vgasu.vrn.ru

HIGH-STRENGTH CONCRETE, MODIFIED NANOSCALE PARTICLES Thernishov E.M.,Korotkikh D.N., Artamonova O.V.

A high-strength concrete, modified nanoscale particles. Analyzed two ways, the first of which being imposed in the modification of pre-synthesized mixture of nanoscale particles of silica, while the second - deliberately cultivated in the structure of artificial stone crystals ettringit.

Рассмотрено сопротивление разрушению высокопрочных бетонов, модифицированных наноразмерными частицами. Анализируются два способа, в первом из которых модифицирование осуществляется вводимыми в смесь предварительно синтезированными наноразмерными частицами кремнезема, а во втором – целенаправленно выращиваемыми в структуре искусственного камня кристаллами эттрингита.

Характеризуя механизмы модифицирующего влияния наноразмерных частиц на структурообразование и структуру получаемого цементного камня и бетона, следует в общем случае иметь в виду: пространственно-геометрический аспект (системы сложения дисперсных частиц, плотные упаковки, пористость и структуру пористости, зонирование объема образующейся новой фазы); термодинамический и кинетический аспект (энергетическое облегчение процессов гидратации и твердения, их ускорение); кристаллохимический аспект («работа» частиц как кристаллических затравок, как фактора зонирования аморфно-кристаллической структуры, участие субстанции частиц в химико-минералогических процессах фазооборазования); наконец, технологический аспект (влияние на водопотребность, на изменение реологических характеристик формовочных смесей).

Ясно, что возможности и мера реализации указанной системы механизмов модифицирования структуры цементного камня будут определяться видом, характеристиками, дозировкой и способами «введения» в структуру наноразмерных частиц. Первоочередным по важности вопросом при этом является субстанциональное соответствие наноразмерных частиц продуктам гидратации минералов цементов, так как весьма желательно их участие в химических реакциях образования, в процессах формирования эпитаксиальных и других видов физикохимических контактов новой фазы. Поэтому предпочтительным должно являться модифицирование структуры цементного камня наноразмерными частицами фаз фошагита, ксонотлита, эттрингита, хризотила, кремнезема [1].

Следует исходить из двух принципиальных возможных вариантов модифицирования структуры цементных бетонов наноразмерными частицами: в первом предварительно синтезируются наноразмерные частицы задаваемых субстанций и размеров и вводятся затем в сырьевую смесь; во втором – в твердеющей системе целенаправленно выращиваются необходимые для модифицирования структуры наноразмерные частицы. Второй вариант создает условия для реализации эффекта самоармирования материала нитевидными новообразованиями с формированием микрокомпозиционного материала, «насыщенного» весьма совершенными, стойкими в среде цементного камня и высокопрочными длинномерными кристаллами [2].

Исследования проведены с привлечением комплекса методов физического и физикохимического анализа. Для исследования качественного и количественного состава, а также структуры и размера частиц в структуре полученных композиций использовались: рентгенофлуоресцентный анализ (рентгеновский анализатор марки VRA-30); дифференциально-термический и _ Paulik-Paulik-Erdey термогравиметрический анализ (дереватограф марки O-1500C): рентгенофазовый анализ (РФА) (рентгеновский диффрактометр марки – Siemens D-500HS и ДРОН-4); просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) (электронный микроскоп марки – ЭМ-125 с $\upsilon_{\rm vck} = 75 \, \mathrm{kB}$).

Для реализации первого варианта модифицирования в лабораторных условиях из химически чистого сырья золь-гель методом получали наночастицы SiO₂ размером от 5 до 20 нм. Исходными компонентами для получения наноразмерных частиц SiO₂ являлись: силикат натрия (Na₂SiO₃ · 9H₂O), марки XЧ, ГОСТ 4239-66; соляная кислота (HCl), марки XЧ, ГОСТ 3118, дистиллированная вода, ГОСТ 6709. Разработана технологическая цепочка получения наноразмерных частиц SiO₂, которую можно разделить на следующие этапы: растворение исходной соли силиката натрия в воде, синтез
наноразмерного золя SiO₂ методом прямого и обратного титрования соляной кислотой, созревание золя и получение качественного наноразмерного модификатора [3,4].

Высокая удельная поверхностная энергия получаемых наночастиц кремнезема изменяет термодинамические условия химических реакций и приводит к появлению продуктов твердения иного, по сравнению с системой твердения без модификаторов, минералогического, морфологического и гранулометрического состояния. Изменения минералогического состава связаны, прежде всего, с присутствием в системе повышенного количества низкоосновных



Рисунок 1 – Сравнительная кинетика набора прочности цементного камня, модифицированного наноразмерными частицами.

гидросиликатов кальция И пониженной концентрации кристаллов портландита. Морфологический состав новообразований претерпевает изменения в направлении увеличения кристаллической фазы лоли при преобладании кристаллизационных типа «срастания» контактов И «прорастания». Гранулометрический состав оказывается заметно более дисперсным и однородным. Уже через 8 часов с момента затворения цемента водой наблюдается хорошо сформировавшаяся, плотная И однородная структура цементного камня, что обеспечивает не только более высокие темпы прироста прочности при сжатии, но и заметно более высокую итоговую прочность камня (рисунок 1).

Для второго варианта модифицирования структуры бетона - самоармирования наноразмерными

частицами использован процесс выращивания в процессе твердения цемента длинномерных игольчато-волокнистых кристаллов эттрингита [5]. Эттрингит, как известно, образуется благодаря присутствию в составе цемента определенного количества гипса, вводимого для регулирования сроков схватывания цементного теста. Однако ввиду относительно малого содержания гипса (как правило, не более 5 % по массе) гидросульфоалюминат кальция достаточно быстро переходит из трехсульфатной формы в моносульфатную. Перекристаллизация проходит с изменением морфологического состава кристаллов и приводит к замене игольчато-волокнистых новообразований пластинчато-призматическими, которые уже не могут эффективно выполнять роль армирующих элементов. Для сохранения во времени эффекта самоармирования кристаллами эттрингита предлагается вводить в цемент дополнительное количество гипса или молотого гипсового камня, которые будут поставлять в твердеющую систему дополнительное количество сульфатных ионов. Эффективное самоармирование цементного камня (наноармирование бетона на субмикромасштабном уровне структуры) достигается, таким образом, управлением концентрацией (как движущей силой реакций) в твердеющей системе сульфатных и алюминатных составляющих вяжущего. Для каждого из разновидностей портландского цемента существует определенное соотношение сульфатных и алюминатных составляющих, при которых образование эттрингита происходит на ранней стадии структурообразования с определенной щелочностью среды гидратации и твердения.

С целью выявления закономерностей изменения сопротивления разрушению цементного камня при самомикроармировании кристаллами эттрингита в портландцемент ПЦ-500Д0 ОАО «Осколцемент» вводилось дополнительное количество сульфатных ионов, для чего использовались дозировки полуводного сульфата кальция в количестве от +5 до +15 % от массы цемента; твердение проходило при температуре 20 °C и относительной влажности не ниже 95 %. Плотность цементного камня составила в среднем 1650...1750 кг/м³. Полученные образцы размером 40×80×340 мм, имевшие искусственную трещину, испытывались в возрасте 1, 3, 7, 14, 28, 90, 180 и 365 суток; для них опреде-

лялся критический коэффициент интенсивности напряжений при нормальном отрыве K_{Ic} и предел прочности при сжатии R_{cж}.

Установлено, что длина кристаллов находилась в пределах от 1000 до 3000 нм, а размер поперечного сечения составлял от 40 до 120 нм; отдельные кристаллы достигали длины 8 мкм при поперечном сечении до 220 нм [5].

С увеличением количества дополнительного гипса наблюдается рост содержания эттрингита в твердеющей цементной системе. Причем эта зависимость до дозировки 10 % дополнительного гипса от массы цемента носит линейный характер; дальнейшее увеличение количества гипса (15 % от массы цемента) в вяжущем не приводит к значительному росту содержания эттрингита по причине его перекристаллизации в моносульфатную форму гидросульфоалюмината кальция. В ранние сроки твердения (1-7 суток) формирование кристаллов эттрингита положительно влияет как на предел прочности при сжатии, так и на вязкость разрушения (рисунок 2). Однако уже к 14 и особенно к 28, 90, 180 и 365 суткам начинает проявляться отрицательное влияние процессов самонапряжения и наблюдается снижение K_{Ic} , если дозировка дополнительного гипса в вяжущем превышало 5 %, а содержание эттрингита в структуре новообразований оказывалось более 4,3 %.



Рисунок 2 – Динамика вязкости разрушения в зависимости от количества дополнительного гипса

Наноармирование может являться достаточно эффективным средством повышения трещиностойкости в ранние сроки твердения (до 14-28 суток) цементного камня. Так, например, в возрасте 14 суток трещиностойкость цементного камня, оцененная через его вязкость разрушения, при добавлении в цемент дополнительных 5% гипса возрастает не менее чем в 1,5 раза. Для обеспечения стабильного во времени эффекта самоармирования целесообразно вводить не более 5 % дополнительного количества гипса. При этом K_{Ic} цементного камня в годичном возрасте может быть как минимум в 2 раза более высоким по сравнению с бездобавочной системой.

Литература.

- 1. Чернышов Е.М. Модифицирование структуры цементного камня микро- и наноразмерными частицами кремнезема (вопросы теории и приложений)/Е.М. Чернышов, Д.Н. Коротких // Строительные материалы, оборудование и технологии XXI века. -2008. №5. С. 30-32.
- Тимашев В.В., Сычева И.И., Никонова Н.С. Структура самоармированного цементного камня / Тимашев В.В. Избранные труды. Синтез и гидратация вяжущих материалов. – М.: Наука, 1986. – С.390-400.
- Артамонова О.В. Формирование структуры и управление прочностными свойствами гидросиликатных систем модифицированных ультра- и наноразмерными частицами / О.В. Артамонова, Д.Н. Коротких, Е.М. Чернышов // Первая международная конференция: Деформация и разрушение материалов, Москва, 13-16 ноября, 2006г.: тез. докл. - Москва, 2006. С. 514 - 516.
- Коротких Д.Н., Артамонова О.В. Прочность цементного камня и бетонов на его основе, модифицированных наноразмерными частицами // Вторая международная конференция: Деформация и разрушение материалов, Москва, 2007 г.: тез. докл. - Москва, 2007. С. 447 - 449.
- 5. Коротких Д.Н., Чернышов Е.М. Наноармирование структуры цементного камня кристаллами эттрингита как средство повышения трещиностойкости бетонов // Научный вестник Ворон. гос. арх.-строит. ун-та. Строительство и архитектура. №1, 2008 г. С.67-75.

САМОСБОРКА АТОМОВ И МОЛЕКУЛ НА ОСТРИЕ РАСТУЩЕЙ ТРЕЩИНЫ ГЛУБОКО ПОД ЗЕМЛЕЙ Шестопалов А.В.

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

COLD NUCLEAR FUSION MECHANISM ON THE SPEARHEAD CRACK TIP LOCATED DEEP UNDER THE GROUND

Shestopalov A.V.

The author has suspected that the described phenomenon can occur under operating of a flow of mechanical energy by turn of defects (conductive channels for this flow) along lines of a field force. On the base of such effects the mechanism of discontinuous self-decomposing of geomaterial under operating of a rock pressure, i.e. external power source was designed. It is not the thermodynamic decomposing of solid solution, i.e. not at the expense of internal power sources as at heating. It is the mechanism of generating of gas from firm atomic solution (not molecular), when the new members and materials are synthesized at the expense of nuclear reactions. The heaviest flow of a rock pressure ("wind") appears on a spearhead of cracks tip. This "wind" "blows out" the cores of different elements and mobile electrons - basic material for building atoms and molecular - into a cavity of micro defects. The fact that this type of synthesis is cold, may be easily convinced having touched the rock by an arm. Thus in this rock (in a crack) hydrogen and oxygen are some time by the way of atoms. As a result of interaction between them water and hydrogen dioxide formation processes take place. If hydrogen is not enough only the water will form.

Более 100 лет назад при достижении глубин примерно 500 метров и более в шахтах и рудниках стали наблюдаться газодинамические явления, которых не было на малых глубинах. Механизм этих явлений по сегодняшний день ортодоксальной горной науке не известен. Энергетические воздействия, например, на угольный пласт остаются прежними, а ответная реакция горного массива стала неадекватной воздействию. Например, из угольного пласта мощностью (толщиной) 1 м однажды было выброшено 14,5 тыс.тонн угля и 250 тыс. м³ метана. Газа при выбросе угля может выделяться в 10 раз больше, чем содержалось в угольном пласте по данным геологоразведки. Его выделяется так много, что приходиться говорить о скачкообразном появлении диффузионной сверхпроницаемости. Автор предположил, что это может происходить под действием потока механической энергии путем разворота дефектов всех масштабных уровней вдоль силовых линий поля горного давления, аналогично развороту флюгеров под напором ветра. На основании этого был разработан механизм скачкообразного (взрывоподобного) саморазложения геоматериала под действием горного давления, т.е. не внутреннего, а внешнего источника энергии. Согласно этому механизму рудничные газы и вода нарабатываются в результате самосборки атомов и молекул из амеров эфира. Это не термодинамическое разложение твердого раствора, т.е. не за счет внутренних источников энергии как при нагреве. Это механизм генерации газа или флюидов из твердого атомарного раствора (не молекулярного), т.е. новые элементы и вещества синтезируются за счет ядерных реакций. Самый сильный поток горного давления ("ветер") всегда на острие растущих трещин. Этот "ветер выдувает" в полости микродефектов амеры (эфир) из которых «слипаются» ядра различных элементов и свободные электроны - исходный материал для строительства атомов и молекул. В том, что это синтез холодный, легко убедиться, взявшись рукой за стенку горной выработки или отбитую горную породу, находясь в шахте или руднике.

Аналогичные примеры можно найти на поверхности Земли и в лабораториях. При гигантских оползнях в горах находят большие количества глины. Образование такого количества глины не поддается объяснению в рамках общепринятых представлений. Кроме того, для объяснения траектории оползня нужна «воздушная подушка». В рамках общепринятых представлений не находит объяснения образование наночастиц при массовых взрывах в карьерах. Энергии химического взрыва не достаточно для образования наночастиц из горной породы. Разработанный мною для острия растущей трещины механизм холодного ядерного синтеза (ХЯС) представляется единым для газодинамических явлений в шахтах, гигантских оползней в горах, образования наночастиц при массовых взрывах в карьерах. Энергии улитературе экспериментов по ХЯС. Общими необходимыми условиями ХЯС являются: 1) давление (поток механической энергии через систему); 2) наличие поверхности для стока энергии; 3) наносекундные воздействия (чтобы не перегреть систему). Характерным свойством ХЯС является не 100% повторяемость эксперимента или явления в природе. Термодинамика создана для закрытых систем в природе не существует. Теории ХЯС нужна другая термодинамика

основанная на балансе втекающих и вытекающих потоков энергий, а не на законе сохранения энергии. Мне удалось разработать ее на уровне феноменологии для процессовых фракталов (растущих техногенных трещин). Новой областью применения этой части синергетики стала механика горных пород на больших глубинах, где начинает проявляться самопроизвольное разрушение краевой части горного массива. Я назвал эту, пока феноменологическую, теорию механодинамикой и распространил ее область применения на все источники энергии различной природы, потоки которой могут оказывать механическое давление на вещество.

Теория сложных систем (синергетика) должна быть разделена на две части: 1) синергетика медленно протекающих процессов; 2) синергетика быстро протекающих процессов. «Быстро» означает скачком, взрывоподобно, с локализацией и куммуляцией процесса, появлением в системе обратной положительной связи. Система «горный массив - выработка (полость)» - открытая система и, на больших глубинах, может быть сильно удалена от своего механического равновесия. Процесс саморазрушения краевой части угольного пласта - это типичная задача синергетики и внешне напоминает конвективные ячейки Бенара. Альтернативный механизм (ХЯС) начинает преобладать на больших глубинах, где становится возможным саморазрушение краевой части угольного пласта. Процесс саморазрушения распространяется с околозвуковыми скоростями от поверхности обнажения вглубь массива и продолжается до восстановления механического равновесия. Последнее достигается за счет образования области разупрочненного (содержащего техногенные трещины) угля. Если эту область уменьшить до критических размеров или уничтожить, то произойдет следующий скачок процесса саморазрушения до восстановления механического равновесия. Образование зоны отжима в краевой части угольного пласта, мною интерпретируется как образование диссипативных структур Пригожина. При этом, по моему мнению, краевая часть горного массива - это «процессовый фрактал».

Для визуализации процессового фрактала мною был предложен метод неподвижных «непрерывных» клеточных автоматов (КА). При этом КА предлагалось заменить системой из 4-х бигармонических дифференциальных уравнений, решение которых осуществляется численными методами, например методом конечных элементов (МКЭ), но по алгоритму КА. Область непрерывности решения представляет собой полуплоскость с бесконечно удаленной границей D=100% напорной функции и границей в виде прямой линии D=0%. В общем случае математическая модель системы «угольный пласт – выработка» сводится к решению задач хрупкого разрушения под действием трех потоков энергии: горного давления, давления фильтрующегося газа и давления веса разуплотненной (разупрочненной) горной массы. Появление внутренних источников последних двух потоков энергий может быть только скачкообразным. Алгоритм решения предписывает, что на каждой итерации, в области моделирования, требуется найти функцию суммарного давления D(x, y), уравнений дифференциальных ИЗ 4-x удовлетворяющей системе бигармонических дифференциальных уравнений, одним из которых является уравнение с напорной функцией $D = F(\Phi,$ Р, G, x, y), где Ф, Р и G - напорные функции 3-х других уравнений, входящих в указанную систему уравнений. При этом в одном уравнении может быть только одна из перечисленных функций. х, у пространственные координаты. Конечной целью анализа решения системы уравнений на каждой итерации является определение координат «клетки» (области), удовлетворяющей принятым, неизменным для всех «клеток», определенным условиям. Изменения граничных условий в области непрерывности решения всех 4-х бигармонических уравнений, предшествуют каждому следующему решению указанной системы уравнений. Самоорганизация фронта моделируемого процесса возникает при решении спонтанно (на неизвестной заранее итерации) в результате идентичных нелинейных (скачкообразных) изменений свойств моделирующей среды между решениями.

Таким образом, представляется возможным объединение процессов холодной трансмутации ядер, холодного ядерного синтеза (детонации, кавитации, плазменного электролиза, сонолюминисценции и др.), а также холодной рекристаллизации, о которой говорил на предыдущей конференции DFMN академик В.И.Панин, на основе предложенного мною механизма самосборки атомов и молекул на острие растущих трещин, который к тому же еще, по мнению автора, является прототипом «скатерти-самобранки» в будущем.

XI. ОЦЕНКА РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН, МЕХАНИЗМОВ, КОНСТРУКЦИЙ ПРИБОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ПРЕДУПРЕДИТЬ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ, СПОСОБЫ БОРЬБЫ С КАТАСТРОФИЧЕСКИМ РАЗРУШЕНИЕМ

КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОБЕСПЕЧЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТИ И РЕСУРСА ХИМИЧЕСКИХ ИСТОЧНИКОВ ТОКА КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Бледнова Ж.М., *Галкин В.В., **Махутов Н.А., Проценко Н.А.

Россия, Кубанский государственный технологический университет, blednova@mail.ru *Россия, ОАО «Сатурн» (г. Краснодар)

**Россия, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (г. Москва)

IS CONSTRUCTIVE-TECHNOLOGICAL METHOD OF MAINTENANCE OF SAFETY AND RESOURCE OF CHEMICAL SOURCES OF A CURRENT OF SPACE APPOINTMENT Blednova Z.M., Galkin V.V., Mahutov N.A., Protsenko N.A.

The summary. The analysis of existing is constructive-technological decisions safe devices for maintenance of reliability of chemical sources of a current of space appointment is resulted. It is shown, that for reliability and reservation LIA maintenance it is expedient to use safe devices with a thermodrive which elastic element is made of materials with shape memory materials. The new is constructive-technological decision safe devices the switch and thermomechanical power drive with use of materials with shape memory of materials is offered.

В настоящее время в объектах, требующих автономного электроснабжения, в частности, в бортовых источниках питания космических аппаратов (КА) в нашей стране и за рубежом используются никель-водородные аккумуляторы (НВА), которые имеют достаточно высокие удельные характеристики и продолжительный срок службы. Однако все возрастающие требования к удельным весовым характеристикам бортовых источников питания вызывают необходимость поиска новых путей решения этой задачи, новых технологий и материалов. Наиболее высокоэнергоемкими среди всех перезаряживаемых химических источников тока являются литий-ионные аккумуляторы (ЛИА).

Работы по созданию новых или усовершенствованию существующих ЛИА связаны с необходимостью решения целого ряда научных и технологических проблем. Одним из направлений, которое может привести к созданию высокоэнергоемких ЛИА является использование наноматериалов (нанотрубок, фуллеренов). По мнению ряда исследователей, использование наноматериалов в ЛИА может привести к улучшению характеристик, но связано со значительными трудностями. Опыт показывает, что самым большим недостатком использования наноматериалов для электродов ЛИА является возможность протекания побочных процессов при взаимодействии с электролитом, в результате чего их практическое использование становится небезопасным. Поэтому обеспечение надежности и возможности резервирования работы ЛИА является актуальной задачей.

Настоящая работа направлена на решение задачи, сформулированной в Федеральной целевой программе «Глонасс». КА «Глонасс-К» третьего поколения должны быть оснащены литий-ионными аккумуляторными батареями (ЛИАБ) отечественного производства повышенной энергоёмкости и надежности с гарантией 10 лет эксплуатации. Целью работы является обеспечение необходимого уровня надежности и резервирования ЛИАБ при одновременном повышении ресурса и снижении массово-габаритных характеристик за счет использования функциональных материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ).

Аккумуляторная батарея является вторичным источником энергии системы электропитания КА, и представляет собой цепь последовательно соединенных аккумуляторов. Для обеспечения безотказной работы батареи в составе системы электропитания КА, необходимо предусматривать устройства, парирующие отказ любого аккумулятора путем создания обводной цепи - байпасные устройства (БУ). Существуют различные типы и конструкции БУ, в зависимости от электрохимической системы батареи. Эти устройства устанавливаются на каждый аккумулятор, т.к. теоретически отказать может любой аккумулятор. БУ нельзя отремонтировать после запуска КА на орбиту. Приведение БУ в действие может быть автоматическим или управляемым (например, с Земли) с помощью различных средств телеметрии. В работе приводится классификация типов БУ по данным наиболее известной французской фирмы SAFT, дополненная БУ отечественного производства.

Выполненный анализ отказов и технических источников информации, а также проведенные патентные исследования позволили обобщить имеющийся опыт и сформулировать требования, предъявляемые к БУ для ЛИАБ космического назначения: БУ устройство должно представлять собой механический переключатель с минимальным переходным электрическим сопротивлением коммутирующих контактов для снижения тепловыделения на них во время штатной работы устройства; коммутирующие контакты должны быть дублированы для уменьшения вероятности

отказа и повышения надежности срабатывания устройства, повышения живучести батареи в целом; сигнал на срабатывание БУ должен поступать по средствам телеметрии непосредственно с Земли; БУ должно иметь минимальные массово-габаритные характеристики.

Этим требования может отвечать коммутирующее устройство с использованием материалов с ЭПФ. Благодаря уникальным свойствам (высоким эксплуатационным характеристикам и широким технологическим возможностям), эти материалы нашли эффективное применение в различных областях техники (авиастроение, космическая и атомная техника) в качестве датчиков, клапанов, переключателей, предохранителей, регуляторов различного назначения. Учитывая сформулированные выше требования к БУ, предложена альтернативная конструкция байпасного переключателя (БП).

Переключатель устанавливается параллельно каждому ЛИА в ЛИАБ и представляет собой механическое устройство со спусковым механизмом, основанным на ЭПФ (рис. 1). БП состоит из корпуса 1 с расположенными в нем: рабочей пружиной 2; исполнительным механизмом 3 с подвижным контактом 4, неподвижными контактами 5, "собачкой"- предохранителем 6; силоприводом на основе термочувствительного элемента с ЭПФ 7; электронагревательным элементом 8.



Рис. 1. Байпасный переключатель в исходном состоянии и после реализации рабочего перемещения силопривода с ЭПФ: 1 – корпус;. 2 – пружина; 3 – исполнительный механизм; 4 – подвижный контакт; 5 – неподвижный контакт; 6 – собачка предохранителя; 7 – термочувствительный элемент с ЭПФ; 8 – электронагревательный элемент

При выходе из строя или снижения характеристик аккумулятора на электронагревательный элемент 8 соответствующего БП подается ток, он нагревает силопривод 7 на основе термочувствительного элемента с ЭПФ. Под действием мартенситных превращений силопривод 7 перемещает "собачку"-предохранитель 6 вниз и освобождает путь движению исполнительного механизма 3 с подвижным контактом 4 под действием рабочей пружины 2. Подвижный контакт 4 вначале замыкает нормальноразомкнутые контакты, а затем размыкает нормальнозамкнутые контакты. При этом общая цепь соединения аккумуляторов не разрывается в процессе переключения, а промежуток времени от момента замыкания до размыкания контактов определяется длиной подвижного контакта 4 и скоростью перемещения, и может регулироваться. Отличительной особенностью этого БП от устройств, выполняющих подобные функции, является дублирование контактов и возможность проверки срабатывания устройства при изготовлении и проведении ПСИ.

Эти и другие отличительные особенности позволили подать заявку на патент «Байпасный переключатель» (№ 2009101701). Это устройство позволит повысить надежность ЛИАБ и живучесть ее в процессе штатной эксплуатации. Предложенное техническое решение отмечено дипломом и Золотой медалью Международного салона промышленной собственности «Архимед-2009».

Оптимизация массово-габаритных характеристик БУ сводится к проектированию такого устройства, которое вписывается в конструкцию ЛИАБ и имеет минимальную массу с учетом ограничений по использованию материалов, разрешенных к применению в КА. Оценка массовых характеристик показала, что предложенное БУ имеет массу на 30% меньше используемого в настоящее время БУ ПОД-50 производства НПЦ «Полюс» при обеспечении дублирования коммутирующих контактов.

Основным элементом БУ является исполнительный упругий элемент различных конструктивных решений (№ 2008151795, ПМ № 78367), обеспечивающий его гарантированную надежность. В работе на основе энергобалансной модели оценены необходимые температуры мартенситных превращений материала с ЭПФ, обеспечивающие надежность срабатывания БУ, обоснован выбор материала, приводится расчет геометрических размеров упругого элемента и рекомендованы режимы термомеханической обработки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (грант № 2.1.2/6803)

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЕ НАСЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ГИЛЬЗЫ ЦИЛИНДРА Витязь П.А.¹, Хейфец М.Л.², Премент Г.Б.²

Беларусь, Президиум НАН Беларуси¹, Полоцкий государственный университет², mlk-z@mail.ru

TECHNOLOGICAL AND OPERATIONAL INHERITANCE OF PARAMETERS OF QUALITY OF THE WORKING SURFACE OF THE CYLINDER LINER Vitiaz P.A.,¹ Kheifetz M.L.,²Prement G.B.² Belarus, Presidium NAS of Belarus¹, Polotsk State University² mlk-z@mail.ru

Influence of technological inheritance of physicomechanical and geometrical parameters of quality of an internal surface of a sleeve of the cylinder is investigated, during machining and assembly of the engine of internal combustion. Recommendations on change of technological process and means of its equipment for maintenance of parameters of quality of a sleeve of the cylinder are given at operation of the engine.

Введение. Под наследственностью в технологии машиностроения подразумевают явление переноса свойств обрабатываемого объекта от предшествующих операций и переходов к последующим, которое в дальнейшем сказывается на эксплуатационных свойствах деталей машин. Носителями наследственной информации являются обрабатываемый материал и поверхности детали со всем многообразием описывающих их параметров. Носители информации активно участвуют в технологическом процессе, проходя через различные операции и переходы, испытывая воздействия технологических факторов [1,2]. Процессом технологического наследования можно управлять, с тем, чтобы свойства, положительно влияющие на качество детали, сохранить в течение всего технологического процесса, а свойства, влияющие отрицательно, – ликвидировать в его начале [3].

Количественные связи технологического наследования позволяют определить, насколько велико влияние наследственности данного свойства на надежность работы детали в собранной машине.

Передача параметров качества. При анализе передачи регламентируемых свойств гильзы цилиндра двигателя за основной физико-механический параметр материала принимался интегральный – твердость поверхностного слоя (НВ). В качестве геометрических параметров точности и качества рабочей поверхности принимались: конусность (q), эллипсность на входе (ε_1) и на выходе (ε_2) и шероховатость поверхности (R). Конусность (q) характеризовала погрешности формы, эллипсность (ε) – точность обработки, а шероховатость (R) – микрорельеф рабочей поверхности гильзы цилиндра.

В технологическом процессе изготовления гильзы цилиндра выделяли 6 этапов обработки внутренней рабочей поверхности: черновая и чистовая расточка на токарных полуавтоматах; черновая и чистовая расточка на алмазно-расточных станках; черновое и чистовое хонингование на хонинговальных станках. Контроль параметров качества проводился 8 раз после каждого из приведенных этапов, а также после обкатки при сборке двигателя и после эксплуатации, при возврате двигателя на ремонт. Замеры геометрических параметров качества производились на рабочей поверхности гильзы, которая является поверхностью трения и находится в контакте с другими деталями.

Результаты измерений по 5 гильзам обрабатывались как средние для класса после каждой из операций механической обработки детали и обкатки двигателя, а затем и заносились в таблицы. По экспериментальным данным рассчитывались коэффициенты передачи технологического и эксплуатационного наследования и коэффициенты взаимовлияния свойств. Для оценки наследования по технологическому маршруту и стадиям эксплуатации рассчитывались результирующие коэффициенты *Кр*, равные произведению соответствующих коэффициентов для параметров качества по всей последовательности операций и стадий. Для определения степени влияния наследования на различных технологических операциях и стадиях эксплуатации рассчитывались коэффициенты сравнения *Кс*, равные отношению коэффициентов взаимовлияния на предшествующих и последующих операциях или стадиях.

На основании обработки экспериментальных данных проведен анализ механизмов наследования физико-механических и геометрических параметров качества на операциях механической обработки детали при сборке и эксплуатации двигателя. Результаты измерений параметров качества в процессе изготовления и при эксплуатации гильзы цилиндра показывают закономерности их изменений с позиций технологической и эксплуатационной наследственности.

Твердость после предварительного растачивания стабилизируется, что объясняется окончательным снятием отбела на поверхностях чугунных заготовок. После окончательного растачивания твердость материала гильз выравнивается, приближаясь к твердости, заложенной в конструкторской документации. В этом проявляется устранение вредного влияния технологического наследования физико-механических параметров качества.

Анализ геометрических параметров качества рабочей поверхности гильзы цилиндра определил их взаимосвязи с физико-механическими характеристиками поверхностного слоя. Изучение изменений геометрических параметров качества показало их большой разброс после обработки растачиванием твердосплавным инструментом поверхности заготовки, полученной литьем.

Увеличение отклонений формы, а в результате и точности выполнения размеров, особенно заметно у гильз, имеющих неравномерную твердость. Чаще всего это следствие неполного удаления отбела с рабочей поверхности гильзы.

Изменение значений шероховатости рабочей поверхности гильзы в процессе обработки происходит постепенно. После каждого последующего вида обработки шероховатость поверхности улучшается все меньше. Это свидетельствует о рациональном наследовании параметров микрорельефа.

В процессе обкатки внутренняя поверхность гильзы цилиндра вступает в непосредственный контакт с поршневыми кольцами, прирабатывается и притирается, что сказывается на свойствах материала и геометрии рабочей поверхности.

При анализе результатов отклонений формы, точности размеров и шероховатости внутренней поверхности гильзы, существенных различий между значениями, полученными после операций финишной обработки и после обкатки не наблюдалось. Разброс значений по результатам измерений после обкатки для шероховатости – в пределах 0,1 мкм, при снижении средней величины шероховатости. Это указывает на то, что в результате последовательности операций механической обработки получены оптимальные значения геометрических параметров качества.

При эксплуатации твердость поверхности только стабилизируется, а отклонения формы возвращаются к состоянию полученному после предварительного растачивания алмазным инструментом. Точность размеров приходит к состоянию, обеспеченному окончательным растачиванием алмазным инструментом, а твердость – черновым хонингованием.

В результате, структура материала, оцениваемая твердостью, влияет на остаточные напряжения, которые приводят к короблению детали и сказываются на точности размеров, взаимосвязанной с формой поверхности. Таким образом, в процессе обработки и эксплуатации рабочей поверхности гильзы цилиндра вредное влияние технологического и эксплуатационного наследования проявляется прежде всего для физико-механических свойств материала (твердость *HB*), а затем для отклонений формы (эллипсность ε), частично для точности размеров (конусность q) и практически не сказывается на рельефе поверхности (шероховатость *Ra*).

Механизмы наследования свойств. Изучение и анализ экспериментальных данных позволили определить основные механизмы технологического и эксплуатационного наследования физикомеханических и геометрических параметров качества гильзы цилиндра в процессе изготовления, сборки эксплуатации двигателя.

Значения коэффициентов наследования твердости на начальных операциях механической обработки существенно отличаются и постепенно стабилизируются, вследствие того, что происходит снятие отбела и выравнивание неоднородностей материала заготовки.

Анализ наследования погрешностей формы и точности размеров рабочей поверхности после каждой операции механической обработки показывает, что коэффициенты наследования ступенчато, стабильно улучшаются. При этом наиболее заметное улучшение происходит при повторных операциях растачивания твердосплавным и алмазным инструментом, а также хонингования, вплоть до эксплуатации изделия.

Значения коэффициентов наследования шероховатости показывают, что на начальных операциях микрорельеф поверхности улучшается быстро, а затем на операциях алмазной обработки и при обкатке постепенно достигает требуемых величин.

Коэффициенты передачи технологического наследования эксплуатационных параметров качества показывают, что технологический процесс изготовления гильза цилиндра составлен рационально. Согласно рекомендациям, при механической обработке в процессе изготовления детали на начальных операциях следует устранять вредное влияние технологической наследственности [1], т.е. обеспечивать большие коэффициенты наследования (K>>1) для геометрических и небольшие для физико-механических (1>K>0) параметров качества, а на заключительных операциях их $(K \rightarrow 1)$. стабилизировать Необходимо отметить, повторы что операций растачивания твердосплавным, алмазным инструментом и хонингования также, но только ступенчато обеспечивают эти рекомендации.

Определяющие коэффициенты взаимовлияния выбирались согласно механизмам передачи свойств отдельных параметров качества и их приоритетов при технологическом и эксплуатационном наследовании. В первую очередь рассматривались коэффициенты влияния твердости на погрешность формы, затем на точность размеров и на шероховатость. Затем изучалось влияние погрешности формы на точность и шероховатость, а в последнюю очередь влияние точности на шероховатость.

Коэффициенты взаимовлияния позволяют оценить значимость как технологических операций и стадий эксплуатации, так и факторов влияющих на параметры качества при обработке, сборке и эксплуатации двигателя.

Твердость материала существенно влияет на геометрические параметры. Для отклонений формы поверхности, точности размеров и частично микрорельефа поверхности это влияние становится все более заметным на заключительных финишных операциях, а также при обкатке и эксплуатации наблюдается тенденция стабильного увеличения коэффициентов взаимовлияния по всем технологическим и эксплуатационным переходам. Взаимовлияние геометрических параметров поверхности – эллипсности, конусности и микрорельефа не велико после черновой и чистовой обработки рабочей поверхности гильзы блока цилиндров и практически устраняется на последних операциях хонингования.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что на наследование влияют как последовательность технологических операций, и стадий эксплуатации так и технологические особенности методов обработки и условия эксплуатации изделия.

Анализ влияния технологических факторов на наследование физико-механических и геометрических параметров качества дал возможность выявить определяющие процессы передачи свойств при изготовлении гильзы цилиндра и предположить рекомендации по улучшению качества обработки.

В связи с тем, что процессы хонингования предусматривают снятие минимальных припусков (черновые до 0,02 мм, а чистовые до 0,01 мм) необходимо обратить максимальное внимание на предварительную расточку рабочей поверхности гильзы. В случае нарушения геометрических параметров качества их не возможно эффективно исправить окончательной обработкой при хонинговании.

Поэтому при управлении качеством обработки особое внимание следует уделить контролю глубины резания и подачи резца на алмазно-расточных станках. Для получения требуемых параметров качества, необходимо тщательно по регламенту проводить обкатку хонинговальных головок, до полной приработки алмазных брусков.

Выводы. Проведенные исследования технологического и эксплуатационного наследования физико-механических и геометрических параметров качества внутренней поверхности гильзы цилиндра позволили выявить определяющие процессы передачи свойств при обработке, сборке и эксплуатации двигателя.

Технологическое и эксплуатационное наследование в процессе изготовления и применения изделия свидетельствует о рационально построенном механо-сборочном процессе, в котором на начальных операциях устраняется вредное влияние технологической наследственности, а на заключительных операциях, при сборке и эксплуатации параметры стремятся к улучшению и сохранению своих величин.

В целом по всему технологическому и эксплуатационному процессу физико-механические характеристики сохраняются, геометрические при обработке улучшаются, а при эксплуатации ухудшаются в допустимых приделах.

При технологическом и эксплуатационном наследовании свойств в процессе изготовления и применения изделия проявляется взаимосвязь физико-механических и геометрических параметров качества детали. Твердость материала существенно влияет на отклонение формы детали, а также на точность размеров поверхностей.

Влияние на шероховатость геометрических и физико-механических параметров качества постепенно стабилизируется после каждой операции механической обработки вследствие выравнивания неоднородностей материала.

При управлении качеством обработки внутренней поверхности гильзы цилиндра, следует регламентировать глубину резания и подачу резца на алмазно-расточных операциях, а на последних операциях механической обработки необходимо строго по регламенту производить обкатку хонинговальных головок до полной приработки алмазных брусков.

Список литературы: 1. Технологические основы управления качеством машин: Библиотека технолога / А.С.Васильев, А.М.Дальский, С.А. Клименко и др.– Москва: Машиностроение, 2003. – 256 с. 2. Хейфец М.Л. Формирование свойств материалов при послойном синтезе деталей. – Новополоцк: ПГУ, 2001. – 156 с. 3. Ящерицын П.И., Скорынин Ю.В. Работоспособность узлов трения машин. – Минск, 1984. – 288 с.

КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Гуляев В.П., Голиков Н.И., Петров П.П., Платонов А.А., Аммосов И.Н.

Российская Федерация, Республика Саха (Якутия). Институт физика – технических проблем Севера СО РАН, ФГОУ ВПО Якутская государственная сельскохозяйственная академия

if_sakhaagro@mail.ru

Особый интерес вызывает изучение поврежденности материала при длительной эксплуатации в условиях малоциклового нагружения, которому подвергаются конструкции в процессе эксплуатации.

В настоящей работе проведено искусственное наведение поврежденности путем циклического нагружения на универсальной сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8802 при различных характерах циклического нагружения. Исследование проводилось на образцах конструкционной стали 09Г2С. Заготовки для изготовления образцов вырезались из трубы Ø530 мм и толщиной стенки 7 мм. Плоские образцы с рабочей зоной длиной 80 мм и шириной 27 мм подвергались асимметричному синусоидальному циклическому нагружению частотой 3 Гц с различными амплитудами: 0,5 $\sigma_{\rm T}$, 0,7 $\sigma_{\rm T}$, 0,9 $\sigma_{\rm T}$. Количество циклов нагружения составляло 40×10⁴ циклов.

После циклического нагружения поверхность рабочей зоны образцов исследовалась на рентгеновском дифрактометре ДРОН - 3 с целью количественного определения плотности дислокаций не менее чем в 6 точках по специально разработанной методике.

Получено репрезентативное изменение параметров кристаллической решетки стали, обусловленное ростом плотности дислокаций, которое определяется характеристиками уширения дифракционного профиля. Установлена зависимость, описывающая изменение плотности дислокаций от характера циклического нагружения.

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Кибиткин В.В., Плешанов В.С., Напрюшкин А.А., Солодушкин А.И. Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, vvk@ispms.tsc.ru

EVALUATION OF SAFE FATIGUE LIFE OF WELDED JOINTS BY DIGITAL IMAGE CORRELATION METHOD

Kibitkin V.V., Pleshanov V.S., Napryushkin A.A., Solodushkin A.I.

The fracture mechanisms of welded joints of Mn-Si 10G2S steel were searched at low-cyclic and multicyclic fatigue by digital image correlation method. The possibility of evaluation the current mechanical state and fatigue life of a material is shown on the basis of optical images of its surface.

С позиции механики деформируемого твердого тела задание констант материала при фиксированных условиях нагружения (схемы, температуры и др.) определяет механизм и кинетику развития разрушения. Однако на практике не всегда точно известны все константы материала и условия нагружения, геометрия реального изделия может быть достаточно сложной, а применяемые модели не вполне адекватны. Поэтому важно знать реальные значения деформации материала и ее эволюцию в процессе разрушения для прогнозирования поведения материала под нагрузкой.

Уравнения механики деформируемого твердого тела записаны в терминах полей векторов смещений, компонент тензора напряжений и деформаций. Сравнительно недавно для измерения деформации был предложен метод корреляции цифровых изображений (КЦИ, digital image correlation). Идея метода заключается в следующем. В процессе механического нагружения производится съемка интересующей области образца с помощью микроскопа и цифровой камеры на жесткий диск компьютера. Компьютерная обработка этих файлов позволяет рассчитать (измерить) искомое поле векторов смещений и компоненты тензора деформации. Это векторное поле представляет собой смещения элементарных участков поверхности, которые в общем случае могут быть как обратимыми, так и необратимыми.

В дальнейшем метод дорабатывался и совершенствовался. В настоящее время он активно развивается и в России. Метод характеризуется сравнительно низкой погрешностью измерений, практичностью и удобством применения. Его особенностями является слабая зависимость погрешности измерений от степени деформации и вида материала (металл, неметалл). Он позволяет измерять поля смещений на уровне длины волны видимого диапазона в масштабе всего образца

Экспериментальные исследования механизмов деформации и разрушения сварных соединений стали 10Г2С проводили в условиях повторно-статической ($\sigma = 150 \pm 150 \text{ MIa}$) и многоцикловой ($\sigma = 100 \pm 100 \text{ MIa}$) усталости материала по схеме одноосного циклического растяжения. Сварное соединение изготавливали встык из пластин толщиной 8 мм с односторонней V-образной разделкой кромок по импульсно-дуговой технологии в среде защитного газа. Плоские образцы с размерами рабочей части $84 \times 4 \times 0,65$ мм вырезали из облицовочного слоя. Изображения поверхности материала ($\times 50$) от микроскопа Axiovert 25CA регистрировали камерой Infinity 1M (1280×1024 , 8 разрядов) и записывали в компьютер. Эти изображения фиксировали по всей области сварного соединения. Поля векторов необратимых смещений и деформацию измеряли с помощью метода корреляции цифровых изображений с начала нагружения и вплоть до разрушения.

Обнаружено, что в условиях повторно-статической усталости выделяются три типичные стадии. Первая стадия ($0 \le v \le 0, 25$) связана с пластическим течением материала сварного соединения, его деформационным упрочнением, формированием и развитием фронтов локализованной пластической деформации (ЛПД). Эти фронты развиваются преимущественно в ЗТВ, обладают колоколообразной формой с амплитудой порядка ($0, 4 \div 2$)·10⁻³ 1/цикл и шириной 1,2÷3,2 мм. Они движутся навстречу друг другу, сливаются в единый фронт, а затем снова возникают в различных областях сварного соединения. В пределах данной стадии их амплитуда и скорость уменьшаются приблизительно на порядок. В области шва и основного металла деформация приблизительно постоянна и к концу стадии постепенно уменьшается. Вторая стадия ($0, 25 \le v \le 0, 95$) обусловлена пластическим течением преимущественно в основном металле, формированием и ростом усталостной трещины. Третья стадия ($0, 95 \le v \le 1$) связана с развитием магистральной трещины в области основного металла. Здесь v - циклическое отношение, N_{Σ} -число циклов до разрушения. Типичные векторные поля имеют вид "шейки" или сдвиговой характер. В целом конкретный вид полей смещений в одном и том же месте различается в разные моменты времени.



Рис. 1. Пространственные распределения деформации при повторно-статической (а, $N_{\Sigma}=210$) и многоцикловой усталости (б, $N_{\Sigma}=1,65\cdot10^5$).

Многоцикловая усталость качественно подобна повторно-статической. Она также включает три стадии, вид полей смещений аналогичен, однако деформация приобретает прерывистый характер, а значения деформации значительно меньше. В пределах первой стадии ($0 \le v \le 0,15$) регистрируются обычно два фронта ЛПД, развивающиеся от захватов к шву, а к концу стадии деформация охватывает все сварное соединение (рис. 1,6). При этом в основном металле типичные поля смещений имеют вид "шейки", а вблизи границы ЗТВ – сдвиговой характер. В остальных областях сварного соединения могут встречаться оба вида полей. Вторая стадия разрушения ($0,15 \le v \le 0,6$) обусловлена незначительной деформацией сварного соединения и формированием усталостной трещины, а третья ($0,6 \le v \le 1$), – с развитием трещины и разрушением сварного соединения.

В первом приближении деформация связана с циклическим отношением соотношением, подобным закону Мэнсона-Коффина

$$\mathcal{E}_{xx}V^{a} = \mathcal{E}_{\max}, \qquad (1)$$

где α и ε_{max} – константы. Здесь ε_{max} отражает деформацию в самом начале нагружения, а α характеризует степень ее уменьшения со временем. При высоком уровне нагрузок эти константы для основного металла составляли $\varepsilon_{\text{max}} = 1,2 \times 10^{-5}$ 1/цикл, $\alpha = 1,5$; для материала шва $\varepsilon_{\text{max}} = 1,1 \cdot 10^{-5}$ 1/цикл, $\alpha = 1,2$. При многоцикловой усталости $\varepsilon_{\text{max}} = 2 \cdot 10^{-8}$ 1/цикл, $\alpha = 1,3$ (основной металл) и $\varepsilon_{\text{max}} = 3 \cdot 10^{-8}$ 1/цикл, $\alpha = 0,94$. Видно, что время до разрушения определяется в первую очередь уровнем приложенного напряжения, а во вторую – свойствами сварного соединения.

На стадии развития усталостной трещины поля смещений, измеренные вблизи ее вершины, позволяют определять амплитуду ее раскрытия как деформационный параметр трещиностойкости. Это дает возможность оценить, например, из модели Дагдейла, текущие значения КИН. Скорость раскрытия вершины трещины также позволяет определить текущее механическое состояние. В данном эксперименте скорость роста трещины имела вид $dL/dN = v_{0L} \exp(v/v_L) + A_L$, где $v_{0L} = 1, 3 \cdot 10^{-7}$ мкм/цикл, $v_L = 0,083$, $A_L = 0,0024$ при $0,5 \le v \le 1$. Скорость раскрытия вершины трещины связана с циклическим отношением и описывается соотношением вида $du_x/dN = A_U \exp(v/v_U)$, где $A_U = 3,0\cdot 10^{-7}$ мкм/цикл, $v_U = 0,15$ при $0,6 \le v \le 1$. Определяя значение циклического отношения по тому или иному параметру (или их совокупности) и зная время работы материала (изделия), можно оценить остаточный ресурс.

Таким образом, метод корреляции цифровых изображений позволяет исследовать эволюцию полей смещений и деформацию сварных соединений с высокой точностью, что в итоге дает возможность идентифицировать состояние предразрушения и оценивать ресурс циклически нагруженных сварных соединений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №07-08-00060.

DFMN-2009

ВЕРОЯТНОСТНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ РЕСУРСА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ АТОМНЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ Кузьмичевский А.Ю., Гетман А.Ф.

РФ, ВНИИАЭС, akuzmichevskiy@yandex.ru

PROBABILISTIC METHOD OF RESOURCE ESTIMATION OF CONSTRUCTIONAL STEELS OF EQUIPMENT AND PIPELINES OF NUCLEAR POWER PLANTS A. Kuz'michevskiy, A. Getman RF, VNIIAES, akuzmichevskiy@yandex.ru

The method of the resource estimation of equipment and pipelines of nuclear power plants in probability aspect is described.

The method is development of the classical approach of A.Rzhanitsyn to definition of probability of destruction of a design at static loadings.

The method allows to consider quality of designs, the equipment and pipelines by criterion of their faultiness, including after carrying out of non-destroying test and repair of the revealed defects.

Based on the method developed by computer complex based on the Maple 12 to carry out the calculation of the probability of destruction, leaks and defects in equipment and pipelines of nuclear power plant, optimization of non-destructive testing and maintenance during operation.

There are examples of resource assessment and the probability of destruction of nuclear power plant equipment.

Описан метод оценки ресурса оборудования и трубопроводов АЭС в вероятностном аспекте.

Метод является развитием классического подхода Ржаницына А.Р. 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 на основе Maple 12, позволяющий проводить расчет вероятностей разрушения, течей и дефектов оборудования и трубопроводов АЭС, оптимизацию их неразрушающего контроля и технического обслуживания во время эксплуатации.

Даны примеры оценки ресурса и вероятности разрушения элементов оборудования АЭС.

ПРОГНОЗ ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО ПАРАМЕТРАМ ИХ СТРУКТУРЫ

Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И.

Россия, Нижегородский Государственный Технический Университет им. Р.Е. Алексеева, mrmylnikov@mail.ru

THE FORECAST OF CONSTRUCTION MATERIALS' LONGEVITY BY THE PARAMETERS OF THEIR STRUCTURE Mulnikov V.V., Chernushov E.A., Shetulov D.I.

The method of prediction material fatigue curves on damaged surface.

Усталостные повреждения зарождаются преимущественно на свободной поверхности детали, представляющей собой интеграционный объект совместного действия ряда факторов на материал. В материале образцов, конструкций и деталей машин формируется приповерхностный слой. В этом слое пластическая деформация начинается значительно раньше, чем в глубинных слоях. Здесь происходят процессы упрочнения-разупрочнения, накапливаются повреждения в виде полос скольжения. По полосам скольжения уже качественно можно судить о поведении конструкционного материала при циклической нагрузке.

Процесс усталости как бы отображается в повреждениях поверхности и показателе сопротивления усталости, представленном в виде тангенса угла наклона левой ветви кривой усталости $tg \alpha_w = d \lg \sigma / d \lg N$, который является количественной характеристикой.

Для прогнозирования долговечности нужны критерии оценки поведения материалов. За один из них принят, как указывалось выше, наклон кривой усталости к оси циклов. Этот критерий рассматривается как показатель сопротивления прохождению процесса усталости. За другой критерий оценки поведения материала при его деформировании принята повреждаемость поверхности Φ , которая рассчитывается с учетом многих факторов. Повреждаемость Φ определяется по числу повреждений поверхности в виде полос скольжения. Показатель $tg \alpha_w$ и Φ связаны прямо.

Увеличение параметра Φ приводит к увеличению $tg \alpha_w$. При действии n факторов нарастание наклона при наложении каждого последующего (n-m),...,(n-k),...фактора затухает. С учетом этого дифференциальное уравнение должно иметь вид:

$$K_0 \frac{d^n tg \alpha_w}{d\Phi^n} + K_1 \frac{d^{(n-1)} tg \alpha_w}{d\Phi^{(n-1)}} + \dots + K_{(n-1)} \frac{dtg \alpha_w}{d\Phi} + K_n tg \alpha_w = 0, \qquad (1)$$

где К-коэффициенты.

После преобразований имеем систему уравнений

$$c_{1}tg\alpha_{w_{1}}^{(k)}(\Phi_{0}) + \dots + c_{n}tg\alpha_{w_{n}}^{(k)}(\Phi_{0}) = tg\alpha_{w}^{(k)}, \quad \Phi_{0} = 0; \quad k = 0, 1, 2, \dots, n-1.$$
(2)

Определитель этой системы уравнений имеет вид

$$\Delta_{on} = (\lambda_2 - \lambda_1)...(\lambda_n - \lambda_{n-1})$$
(3)

Любой корень λ_i учитывает один из факторов, влияющих на параметры сопротивления усталости.

При прогнозировании параметров усталости натурной детали учитываем n факторов. Прогнозируемый наклон кривой усталости детали определяется так

$$tg \alpha_{w_n}^{(k)} = c_1 tg \alpha_{w_o}^{(k)} + c_2 tg \alpha_{w_{ac}}^{(k)} + c_3 tg \alpha_{w_{\sigma_a}}^{(k)}$$
(4)

Получаем систему п уравнений, где $c_1, c_2, c_3 \dots c_n$ - константы интегрирования, которые можно отыскать через определитель вида

$$\Delta_{on} = \prod_{j > i} (\lambda_j - \lambda_i) = (\lambda_2 - \lambda_1) \dots (\lambda_n - \lambda_{n-1})$$
(5)

Константы интегрирования определяются по выражению

$$c_i = \frac{\Delta_{on_i}}{\Delta_{on}} \tag{6}$$

Определитель Δ_{on_i} определяется по выражению (5) с заменой λ_i на λ_0 . Все λ_i и λ_0 определены экспериментально.

Необходимо определить предел усталости $\sigma_{-1} = A[(tg \alpha_w)^2 + 1]/tg \alpha_w$ (7), где А – экспериментальный коэффициент с размерностью напряжений.

Определяя факторные значения наклонов $tg \alpha_w$ и предел усталости на базе 10⁶ (формула 7) циклов детали, получаем данные для построения кривой усталости натурной детали.

ПОВЫШЕНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ФРАКТАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МАТЕРИАЛА

Напрюшкин А.А., Кибиткин В.В., Плешанов В.С.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Napryushkinaa@sibmail.com

INCREASING OF SENSITIVITY OF FRACTAL ESTIMATION THE SERVICE LIFE OF A MATERIAL Napryushkin A.A., Kibitkin V.V., Pleshanov V.S.

New approach is offered to estimate the relief roughness and its fractal dimension by the linear transformation approach based on estimation accuracy to be improved essentially.

Усталость материала сопровождается необратимой деформацией, которая проявляется на поверхности материала как эволюция её рельефа. Развитие рельефа поверхности в процессе механического нагружения должно проявиться также и на соответствующем оптическом изображении. Это изображение можно рассматривать как двумерный объект, тесно связанный с реальным рельефом.

В последнее время все чаще при решении практических задач анализа и интерпретации оптических изображений выступает фрактальный анализ, позволяющий получать количественные характеристики объекта исследования. Фракталы с большой точностью описывают многие физические объекты и явления реального мира: горы, облака, турбулентные течения, ветви и листья деревьев, кровеносные сосуды и т.д. Значения фрактальной размерности (ФР) оптических изображений поверхности должны отражать степень накопления повреждений и механическое состояние нагруженного материала. Преимуществами метода ФР являются высокая чувствительность к рельефу поверхности и его изменениям, слабая зависимость от масштаба измерения и независимость от трансляционных сдвигов и пространственных поворотов цифровой камеры при съемке.

Для расчета ФР *D* были реализованы ряд методов, таких как метод треугольных призм, «box counting» (BC), вариограмм, изаритм и метод вариаций [1]. Для проверки работы методов были созданы 90 модельных изображений (фрактальных объектов) алгоритмом Фурье фильтрации. При этом значения ФР D_g задавали в диапазоне $2, 1 \le D_g \le 2, 9$ с шагом $\Delta D_g = 0, 1$. Для каждого наперед заданного значения ФР D_g были сгенерированы 10 модельных изображений и затем вычисляли среднее значение ФР. Размер изображений составлял 512×512 пикселей при 256 градациях серого.



Рис. 1. Значения ФР *D* для модельных поверхностей, рассчитанные методами треугольных призм, ВС, вариограмм, вариаций и изаритм.

Критерием качества как метода измерения ФР, так и алгоритма генерации будем считать условие (1):

 $D = D_g . (1)$

Применение методов расчета к искусственным поверхностям позволяет построить зависимости $D_i(D_g)$ (рис. 1), где *i* относится к методу измерения ФР. Видно, что метод вариограмм завышает значения ФР почти во всем диапазоне значений, тогда как ВС и вариационный метод их занижают, однако все они могут быть аппроксимированы линейной зависимостью.

DFMN-2009

Из рис. 1 видно, что одни методы завышают реальные значения ΦP (например, метод вариограмм), а другие занижают (например, метод вариаций, треугольных призм и др.). Для повышения точности оценки ΦP и согласовании различных методов предлагается оригинальный алгоритм. Идея алгоритма заключается в аппроксимации каждой кривой (рис. 1) линейной зависимостью методом наименьших квадратов с приведением к условию (1) путем линейного преобразования. Пусть некоторая аппроксимирующая прямая $D_i(D_o)$ описывается формулой

$$D_i = A_i D_g + B_i , (2)$$

где A_i, B_i – некоторые коэффициенты. Обозначим истинное (идеальное) значение ФР изображения, оцененное *i* -м методом, как d_i . Для нахождения d_i выполним линейное преобразование

$$d_i = D_i / A_i - B_i / A_i , \qquad (3)$$

где D_i – значения ФР, рассчитанные *i* -м методом. Здесь d_i является скорректированным значением ФР для *i* -го метода оценки.



Рис. 2. Зависимость ФР до (1, *D*) и после (2, *d*) линейного преобразования для метода изаритм.

Видно (рис. 2), что в результате линейного преобразования удалось существенно снизить погрешность оценки ФР. Угол наклона кривой возрос, что отражает увеличение чувствительности метода к изменению рельефа поверхности.

Таким образом, линейные преобразования позволяют согласовать результаты измерений фрактальной размерности двумерного объекта, полученные разными методами. Применение линейных преобразований позволяет повысить точность измерения фрактальной размерности и чувствительность к изменению рельефа поверхности механически нагруженного материала.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №07-08-00060.

ЛИТЕРАТУРА

1. Sun W., Hu G., Gong P. and Liang S. Fractal analysis of remotely sensed images: A review of methods and applications // International Journal of Remote Sensing, 2006, v.27, No.22, 20 November, pp. 4963–4990.

РАЗРАБОТКА СОВРЕМЕННОЙ СТАНДАРТНОЙ МЕТОДИКИ ОЦЕНКИ Z-СВОЙСТВ (СКЛОННОСТЬ К СЛОИСТОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ) ПРОКАТА БОЛЬШИХ ТОЛЩИН И ЕЁ ЭФФЕКТИВНОСТИ

Одесский П.Д., Егорова А.А.

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

WORKING OUT OF A MODERN ON-GAUGE TECHNIQUE OF AN ESTIMATION OF Z-PROPERTIES (PROPENSITY TO A LAMINOSE FISSURING) HIRE OF THE BIG THICKNESS AND ITS EFFICIENCY

P.D. Odesskui, A.A. Egorova

In the article formation, development and standardization of estimations of mechanical properties of a steel plate in a direction of a thickness of hire (z-properties) is presented. Reception ways to an iron and steel industry of steels with high z-properties are shown.

Key words: structure steel, thik-plate rolled steel, anisotropy, z-properties, mechanical tests.

До начала 70-х годов прошлого века при расчете стальных конструкций из проката последний рассматривался как изотропное тело (СНиП II-23-71 «Стальные строительные конструкции. Правила проектирования»). В этот период строительные металлические конструкции, в основном, изготавливались из проката толщиной не выше 16 мм и существующий подход не снижал надёжности сооружений. Однако уже в это время металлургам и металловедам было хорошо известно, что по толщине проката механические свойства существенно ниже, чем вдоль или поперек направления прокатки, т.е. фактически прокат по механическим свойствам анизотропен.

Подобная анизотропия приобрела серьёзное практическое значение, когда стали возводиться крупные строительные стальные сварные конструкции из проката толщиной более 20 мм, в настоящее время вплоть до 230 мм. Здесь в сварных соединениях имеют место нагрузки, нормальные поверхности проката (в том числе остаточные растягивающие напряжения от сварки, по величине приближающиеся к пределу текучести), что приводило в ряде случаев к потере несущей способности конструкции из-за слоистого разрушения.

При стандартизированных испытаниях z-свойства удобно оценивать по какой-либо одной характеристике. В настоящее время в качестве основной характеристики, определяющей склонность проката к слоистому разрушению, в международной и отечественной практике принято относительное сужение (ψ_z) испытанного цилиндрического образца, вырезанного по толщине проката. Эта величина при переходе от поперечных или продольных образцов к z-направлению количественно изменяется в наибольшей степени. Выбор этой характеристики в качестве меры z-свойств имеет физическое обоснование.

Величина ψ при стандартных испытаниях поперечных или продольных образцов обычно не нормируется, в первую очередь из-за сильного влияния на неё формы сечения и характера нагружения при испытании, поэтому при испытаниях в z-направлении используют в первую очередь цилиндрические образцы. Метод хорошо работает в случае проката толщиной 15 мм и более, особенно свыше 20 мм.

Эффективность величины ψ_z для оценки z-свойств было подтверждена при анализе анизотропии механических свойств зарубежных и отечественных сталей, в частности по данным работ [1,2].

Предел текучести, является наименее анизотропной характеристикой, нестабильно анизотропными является величина σ_{B} , в наибольшей степени анизотропию свойств отражают пластические характеристик, особенно Ψ_z .

В работах, проводимых в семидесятых годах прошлого века, в том числе в наших, иногда наблюдалась сильная анизотропия временного сопротивления, что имело место как из-за крупного зерна в стали и наличии большого количества строчечных неметаллических включений, параллельных плоскости проката, так из-за недостаточного обжатия заготовок при производстве листа больших толщин. В настоящее время эти факторы отсутствуют и существенной анизотропии величины об не наблюдается.

Методически интересно исследовалась анизотропия механических свойств низколегированных сталей на образцах, ось которых была ориентирована из плоскости листа.

Оси образцов ориентировались вдоль (ось X), поперек (ось У) и по толщине листов (ось Z), а также через 15° в направлениях, промежуточных этим трем. Уже при отклонении оси образцов от плоскости листа XУ на 15-30° наблюдается интенсивное ухудшение механических свойств, в первую очередь, пластичности (Рис.). Разумеется, наихудшие свойства наблюдались в z-направлении.

Непосредственно разработка стандарта по оценке z-свойств сопровождалась обширными методическими разработками [3,4]. Испытывались образцы из листов толщиной 20-40 мм из сталей от

= 345...800Н/мм² трех уровней величины Ψ_z : 1) \leq 10%; \geq 15%; \geq 35%. В частности было показано, что изменение длины образца к диаметру от 1,5 до 5,0 практически не сказывается на величине Ψ_z , на величину Ψ_z не влияет также изменение диаметра образца от 3 до 6 мм. Однако для сталей с Ψ_z <10%



при переходе к образцам диаметром 10 мм величина Ψ_z несколько понижается.

С участием авторов был разработан отечественный стандарт ГОСТ 28870-90 «Сталь. Методы испытания на растяжение толстолистового проката в направлении толщины». За рубежом действуют аналогичные национальные и международные стандарты DIN 090, ISO 777 81 и др. Стандарт распространяется на прокат толщиной от до 160 мм с нормированным минимальным значением предела текучести на более 600H/мм². Диаметр рабочей части должен соответствовать нижеприведенным значениям:

Толщина листа, t, мм	Диаметр рабочей части d ₀ , мм			
20 <t<32< td=""><td>6</td></t<32<>	6			
t>32	10			

Отношение рабочей части образца к его диаметру (кратность образца) должна быть не менее 1,5. Наряду с определением относительного сужения Ψ_z стандарт предусматривает также определение относительного удлинения в направлении толщины δ_z .

В рассматриваемом стандарте регламентированы требования к средним значениям и минимальным отдельным значениям относительного сужения Ψ_z для проката трех классов.

Группа	Относительное сужение Ψ_z					
качества	Средние ¹⁾ значения, не менее	Одно отдельное значение, не менее				
Z15	15	10				
Z25	25	15				
Z35	35	25				

¹⁾ Среднее по результатам трех измерений

Слоистые трещины при сварке обычно возникают при $\Psi_z < 15\%$ и практически не встречаются при $\Psi_z > 35\%$. Обычно требования к прокату для конструкций, работающих при статических нагрузках, не превышают $\Psi_z = 25\%$.

Выводы:

1. При изготовлении уникальных конструкций из проката больших толщин 30...230мм в сварных соединениях металл часто воспринимает растягивающие нагрузки, нормальные к плоскости листа (в z-направлении). В этом случае свойства проката (z-свойства) могут существенно понижаться, особенно при этом возможно специфическое неэнергоемкое разрушение, при котором формируется характерный слоистый излом. Такое разрушение называют слоистым растрескиванием. Поэтому возникла необходимость стандартной оценке z-свойств листов больших толщин для ответственных несущих конструкций.

2. В настоящее время стандартная оценка z-свойств по ГОСТ 28870-90 достаточна проста: испытывается на растяжение цилиндрический образец, ось которого нормальна к плоскости листа. На разрушенном образце замеряется относительное сужение (Ψ_z), по величине которого судят о z-свойствах, т.е. о сопротивлении слоистому разрушению (растрескиванию).

3. Современная металлургическая промышленность выпускает толстые листы с гарантированными z-свойствами (вплоть до $\Psi_z > 35\%$), обеспечивающими надёжную работу сварных соединений из толстолистовой стали вплоть до 230мм.

Этот результат достигается за счет гарантированного обеспечения низкого содержания в стали вредных примесей (вплоть до S≤0.005%; P≤0,010%), модифицирования неметаллических включений дисперсной структуры, а также достаточно больших деформаций на стадии изготовления листа из заготовки.

Литература

1. Гурьева Е.С., Одесский П.Д. Установление расчетных сопротивлений стального проката больших толщин с учетом анизотропии // Совершенствование и развитие норм проектирования стальных конструкций. Сборник научных трудов-М.:Изд. ЦНИИСК им. В.А.Кучеренко, 1981г.-с.31-42.

2. Одесский П.Д. Анизотропия механических свойств высокопрочной стали для металлических конструкций // Металловедение и термическая обработка металлов. 1969. №5 с.26-31.

DFMN-2009

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ТРУБ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ Чирков Ю.А.¹, Кушнаренко В.М.¹, Щепинов Д.Н.², Швец А.В.²

¹Россия, ГОУ «Оренбургский государственный университет» ²Россия, ООО «Газпром добыча Оренбург», E-mail:<u>chircov_ura@mail.ru</u>

RESISTANCE TO DESTRUCTION OF METAL OF PIPES CONTAINING DEFECTS Chirkov Yu.A., Kushnarenko V.M., Schepinov D.N., Shvec A.V.

The results resistance to weariness of tests are received for metal of pipes with defects of a type a hydrogenous flakings, metallurgical defects and defective circumferential weld. The characteristics of resistance to destruction are established for metal of pipes which are taking place in operation more of 30 years at the hydrogen-sulphide containing deposits.

Сопротивление разрушению металла труб, содержащих дефекты, в настоящее время широко определяют как теоретическими методами расчетов, так и по результатам испытания труб. Наиболее полную и достоверную информацию позволяют получить испытания труб.

На стенде ООО «Газпром добыча Оренбург» и ГОУ ОГУ постоянно проводятся гидравлические испытания бывших в эксплуатации дефектных участков трубопроводов с различными по виду, форме и геометрическими размерами дефектами. При определении сопротивления разрушению металла труб, содержащих дефекты, 1000 циклов нагружения с размахом эквивалентному рабочему давлению достигали следующим режимом нагружения. 200 циклов нагружений внутренним давлением воды от 0,1 P_H до 1,1 P_H . Затем продолжали циклические нагружения с размахом изменения давлений: $P_{uuk}=1,25P_H-125$ циклов; $P_{uuk}=1,5P_H-85$ циклов; $P_{uuk}=1,75P_H-60$ циклов; $P_{uuk}=2,0P_H-40$ циклов. Если не происходило разрушение испытуемой трубы, то дальнейшим подъемом давления доводили трубу до разрушения с фиксацией разрушающего давления P_{pa3p} . В процессе испытаний осуществляли контроль напряженного состояния объекта испытаний при помощи тензометрии, а развитие трещин – с помощью акустико – эмиссионной системы (рисунок).



Рисунок – Гидроиспытание трубы с дефектными сварными соединениями

Получены результаты гидравлических испытаний труб с дефектами типа водородное расслоение, закат и аномалии кольцевых сварных швов труб диаметром 377 х14мм и 720 х20мм, вырезанных из выбранных по результатам внутритрубной дефектоскопии дефектных участков трубопроводов, транспортирующих сероводородсодержащие нефтегазовые среды.

Анализ результатов проведенных испытаний на сопротивление разрушению металла труб, бывших в эксплуатации и содержащих дефекты, позволил сделать следующие выводы:

1. В процессе циклических нагружений испытуемых труб в области скопления пор сварных соединений при напряжениях, превышающих предел текучести металла, возникают трещины. Разгерметизация испытуемых труб по дефектным кольцевым сварным швам не приводит к лавинному разрушению и значительному раскрытию оболочки, характерных для разрушений вдоль образующей трубы. Коэффициент ослабления прочности сварного шва kc составляет не более 1,68 для испытуемых труб с дефектными кольцевыми сварными соединениями.

2. Дефекты типа скопление металлургических расслоений металла и неметаллических включений средней глубиной залегания по стенке трубы 5,5÷11,2 мм и утонения стенки трубы на 1,8 мм вызывают повышение напряжений на 20÷30%.

3. В процессе циклических нагружений испытуемых труб с дефектами типа закат и водородное расслоение образование усталостных трещин в дефектных областях не зафиксировано. Максимальные напряжения и деформации в металле дефектных участков превышают средние напряжения в металле трубы на 14% - в области водородных расслоений, параллельных образующей трубы, и до 67% - в области водородных расслоений, наклонных к образующей трубы.

XII. СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ

NANOOBJECT SIZES OF DEFECTS IN POROUS SYSTEMS AND DEFECTIVE MATERIALS ACCORDING ADAP METHOD. RADIATING DEFECTS IN SILICON ²Grafutin V.I., ¹Timoshenkov S.P., ²Ilyukhina O.V., ²Maysishcheva G.G., ^{1,2} Svetlov-Prokop'ev E.P., ²Funtikov Yu.V., ¹Britkov O.M., ¹Kalugin V.V.

¹Moscow Institute of Electronic Technology (Technical University), TU- MIET, Zelenograd,

e-mail:spt@miee.ru

²FSUE SSC RF A.I.Alikhanov Institute for Theoretical and Experimental Physics

e-mail: epprokopiev@mail.ru

Investigated samples with sizes $10 \times 20 \times 10$ mm³ have been cut out from the whole plates of silicon. For researches there have been chosen four samples of n-type silicon (tab.1) and nine samples of p-type silicon (tab.2) (the samples of silicon irradiated by protons with energy E and fluence F). The parameters of the investigated silicon plates, features of their production and the main characteristics of ADAP spectra are given in tab.1,2. Calculations of parameters of radiating defects made under formulas (1) - (10) [1].

Table 1

Parameters of investigated samples of silicon, special features of their production and characteristic of ADAP spectra, parameters of radiation defects

ing in special parameters of fudiation defects							
Sample	Sample characteristics	$(\theta_g)_{1/2}$, mrad	$Ig = S_g/S_{sum}$	$(\theta_p)_{1/2}$, mrad	$I_P = S_p / S_{sum}$	Note	
Si 10	Si, <100>, SDP - 4.5, h = 455 μ , n - type	11.0 ± 0.3	0.256 ± 0.04	6.98	0.744 ± 0.049		
Si 12	Si, <100>, SDP - 4.5, h = 415 μ , n - type	11.1 ± 0.32	0.256 ± 0.04	6.93	0.735 ± 0.051	irradiated by protons E = 40 keV, $\Phi = 5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$	
Si 14	Si, <100>, SDP 2-3, h = 418 μ , n - type	11.1 ± 0.27	0.283 ± 0.04	6.94	0.717 ± 0.045	irradiated by protons $E = 150 \text{ keV}, \Phi = 4 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$	
Si 15	Si, <100>, SDP 2 - 3, h = 418 μ , n - type	11.1 ± 0.28	0.293 ± 0.041	6.81	0.707 ± 0.047	irradiated by protons E = 150 keV, $\Phi = 4 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-2}$	

Table 2

G 1		I C /C	I 0 /0		
Sample	Sample characteristics	$I_g = S_g/S_{sum}$	$I_p = S_p/S_{sum}$	$k_{tr} \cdot 10^{-9}$	$N_{g} \cdot 10^{-17}$
				, s ⁻¹	, cm ⁻³
164 (1)	Si - monocrystal, mirror, <111>, SDB – 10, h = 340 μ	0.335 ± 0.031	0.665 ± 0.035		
165 (2)	Si - monocrystal, mirror, <111>, SDB – 10, h = 340 μ , is	0.600 ± 0.030	0.400 ± 0.022	1.2	1.5
	irradiated by protons: $E = 3 \text{ MeV}, \Phi = 1,03 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$				
163 (3)	Si - monocrystal, mirror, <111>, SDB – 10, h = 340 μ , is	0.589 ± 0.028	0.411 ± 0.021	1.15	1.4
	irradiated by protons: $E = 3 \text{ MeV}, \Phi = 4.3 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$				
153 (4)	Si - monocrystal, polished, p – type, <111>, SDB – 10/20,	0.330 ± 0.029	0.670 ± 0.034		-
	h =490 μ , ρ = 9.8 – 10.0 ohm·cm				
166 (5)	Si - monocrystal, polished, p - type, <111>, SDB - 10/20,	0.373 ± 0.032	0.627 ± 0.034	0.19	0.2
	h = 490 μ , ρ = 9.8 – 10.0 ohm cm, is irradiated by				
	protons: $E = 3 \text{ MeV}, \Phi = 5,15 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$				
152 (6)	Si - monocrystal, polished, p – type, <111>, SDB – 10,	0.305 ± 0.029	0.695 ± 0.035		
	h = 500 μ , ρ = 8.6 ohm·cm				
154 (7)	Si - monocrystal, polished, p - type, <111>, SDB - 10,	0.446 ± 0.049	0.554 ± 0.047	0.63	0.6
	h = 500 μ , ρ = 8.6 ohm·cm, irradiated by protons: E = 3				
	MeV, $\Phi = 6,88 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$				
155 (8)	Si - monocrystal, polished, p – type, <111>, SDB – 10,	0.332 ± 0.029	0.668 ± 0.035	-	-
	h = 500 μ , ρ = 8.6 ohm·cm, is irradiated by protons: E =				
	3 MeV, $\Phi = 7 \cdot 10^{15} \mathrm{cm}^{-2}$				
162 (9)	Si - monocrystal, polished, p – type, <111>, SDB – 10,	0.512 ± 0.026	0.488 ± 0.022	0.93	1.0
	h = 500 μ , ρ = 8.6 ohm cm, irradiated by protons: E = 3				
	MeV, $\Phi = 1.9 \cdot 10^{16} \text{cm}^{-2}$				

Notes: h – thickness of silicon plates, <100>, <111> – their crystallographic orientation, SDP – 4.5 – mark of silicon plates doped by P with specific resistance 4.5 and 2 – 3 ohm cm, E and Φ – energy and fluence of protons respectively, ($(\theta_g)_{1/2}$, mrad) – width of gauss component with intensity Ig = Sg/S_{sum}, and (θ_p , mrad) – cutoff angle for parabolic component with intensity I_P = S_p/S_{sum} in ADAP spectra (S_{sum} – total number of coincidence counting, and S_g and S_p – coincidence counting rate corresponding to gauss and parabolic components in ADAP spectra).

Thus for samples of silicon (see tab.1) the measured value of $(\theta_{1/2})_g$ makes up 11,1 mrad and it corresponds to energy of annihilating electron-positron pair E = 8,5 eV. Taking into consideration that before annihilation the positron has time to be thermalized the measured energy is defined mainly by electron energy. The table value of energy for electronic external shell of silicon is E(Si) = 8,1517. As we can see the correlation of these values of energies E_g and E(Si) is quite satisfactory. Thus, positrons annihilate mainly on external valent electrons of silicon atom of pore "wall". It is possible to assume that the difference of values E - E(Si) = 0,35 3B is caused by the contribution of positron energy in the volume of a potential hole (spherical defect) to the energy of annihilating electron-positron pairs.

Thus, if we assume, that in the vacancy there is a positron instead of positronium, and it annihilates on electrons of wall material, its energy in the hole should be about 0.35 eV at E = 11.1 eV. As the energy of the particle being in a potential hole is defined by the size of a hole then according to formula (2) the energy of a positron should correspond to a hole with radius $R_g \leq 10.4$ Å for $(\theta_{1/2})_g$ = and 11.1 mrad. Quite great divergences R_g values defined by TDAP and ADAP methods [1] can be explained either by methodical errors or by the fact that TDAP method defines local average values of \overline{R}_{g} in spherical approach for vacancies while ADAP method can give average orientation dependence of R_{g} (along the direction of measured impulses) for the various sizes and kinds of the centers of capture of positrons. Then using $R_g \approx 1.7$ Å we define the average value of positron capture section by defects $\sigma_+ \approx \pi R_g^2 \approx 9 \cdot 10^{-16} \text{ cm}^2$. To estimate the average values of concentration of radiation defects by formula (4) we accept $k_{tr} \approx 1.7 \cdot 10^8 \, \text{s}^{-1}$, $\sigma_{\perp} \approx 8 \cdot 10^{-16}$ cm² and $v \approx 10^7$ cm/s. Thus we receive the value of concentration of radiation defects in silicon of *n* - type with the orientation (100) that equals $N_g \approx 2 \cdot 10^{16}$ cm⁻³, and in silicon of p-type with the orientation (111) - $N_e = \cdot 10^{16} - 10^{17}$ cm⁻³ (see tab.2). On the basis of the above-stated it is possible to suppose that in investigated n-type and p-type silicon plates irradiated by protons there can first of all be found radiation defects of type of monovacancies V and their complexes. It is dot radiating defects with sizes (diameters) of about from 2 up to 10 Å that are the effective centers of positron capture. Thus, positron TDAP method allows to estimate effectively the concentration of dot radiation defects in silicon with sizes ≤ 1 nm, which is practically inaccessible by means of the existing methods. It should be noted that It was positron methods that allowed to establish the fact that in different defective solids dot defects plays the main role.

1. V.I.Grafutin, E.P.Prokopiev, S.P.Timoshenkov, Yu.V.Funtikov. Positronics and nanotechnologies: opportunities of nanoobject studying in technically important materials by method of positron annihilation spectroscopy. Nanotechnics. 2008. No. 4. P.33-42.

NANOOBJECT SIZES OF DEFECTS IN POROUS SYSTEMS AND DEFECTIVE MATERIALS ACCORDING ADAP METHOD. POROUS SILICON AND SOI STRUCTURES ²Grafutin V.I., ¹Timoshenkov S.P., ²Ilyukhina O.V., ²Maysishcheva G.G., ^{1,2} Svetlov-Prokop'ev E.P., ²Funtikov Yu.V., ¹Britkov O.M., ¹Kalugin V.V.

¹Moscow Institute of Electronic Technology (Technical University), TU- MIET, Zelenograd, e-mail:spt@miee.ru

²FSUE SSC RF A.I.Alikhanov Institute for Theoretical and Experimental Physics e-mail: epprokopiev@mail.ru

Investigated samples with sizes $10 \times 20 \times 10 \text{ mm}^3$ have been cut out from the whole plates. For researches there have been chosen four samples: p-type silicon, SiO_2 , two SOI structures (Si – SiO₂ – Si, Si – SiO₂ – Si^{*} on glass) (tab.1) [1] and five samples of p-type silicon (tab.2) [2] (the samples of silicon oxidized in HF:C₂H₅OH solution). The parameters of the investigated plates, features of their production and the main characteristics of ADAP spectra are given in tab.1,2 in works [1]. Calculations of parameters of porous and defects made under formulas (1) - (10) of work [1].

Thus for samples of SOI snructures (see tab.1) the measured value of $(\theta_{1/2})_g$ makes up 10,9 mrad $(SiO_2 \text{ and KN18 samples})$ and 12,1 mrad it corresponds to energy of annihilating electron-positron pair $E_g = 8,2$ and 10,1 eV. Taking into consideration that before annihilation the positron has time to be thermalized the measured energy is defined mainly by electron energy. The table value of energy for electronic external shell of silicon is E(Si) = 8,1517. As we can see the correlation of these values of energies E_g and E(Si) is quite satisfactory. Thus, positrons annihilate mainly on external electrons of silicon atom of pore "wall". It is possible to assume that the difference of values $E_g - E(Si) = 0,05$ and 1,95 eV is caused by the contribution of positron energy in the volume of a potential hole (spherical defect) to the energy of annihilating electron-positron pairs. Under the formula (2) have estimated radiuses fine $R_1 = 35$ Å and deep $R_2 = 5,6$ Å traps of positrons in SOI structures (KN18, KN18) [1].

From tab.2 [1] the difference between intensities of gauss components I_g (Oxidized), that is the oxidized plates of silicon, and I_g (oxidized) (the initial not oxidized plate) in ADAP spectra, can be written down in the form

$$I(ox.) - I(notox.) = \Delta I_g = k_{tr} \tau_1; \quad \Delta I_g / \tau_1 = k_{tr} \tau$$
(1)

Let's estimate value k_{tr} , a definiendum (1), for value $\Delta I_g = 0.511 - 0.335 = 0.176$. With this value ΔI_g under the formula (1) $k_{tr} \cong I_{g2}\lambda_{cr} = 0.176/2.19 \cdot 10^{-10} = 8.04 \cdot 10^8 \text{ s}^{-1}$ for value $\tau_1 = 2.19 \cdot 10^{-10} \text{ s}$ it is received $k_{tr} \approx 8.04 \cdot 10^8 \text{ s}^{-1}$. Oxidized porous silicon with the metallized *Pd* surface can be used as catalysts for reburning exhaust gases. In this connection the big interest is represented with researches of its porous structure by various methods.

Positron annihilation, characterized of parabolic component, can be explained of positron annihilation on electrons of a valent zone of silicon. In turn wide gauss component I_{g1} it is caused by annihilation of positrons and ortopositronium on various channels in a faultless part of a crystal, volume and on a surface of pores.

Calculation of radius of pores on values of intensities and width of narrow components in PAS spectra and differences of intensities of wide gauss components between the monocrystal sample and the sample of porous silicon [1] gives values of differences in this case average value of the size of pores $R \approx 35$ Å. For average values of concentration of pores have received size $N_{tr} \approx 10^{15}$ cm^{-3.}

According to these data it is possible to believe, that the effective free centers (areas of positron capture) are most likely ultramicropores and micropores with the sizes of the order $\leq 3,5$ nm, being in a microporous layer of silicon.

1. 1. V.I.Grafutin, E.P.Prokopiev, S.P.Timoshenkov, Yu.V.Funtikov. Positronics and nanotechnologies: opportunities of nanoobject studying in technically important materials by method of positron annihilation spectroscopy. Nanotechnics. 2008. No. 4. P.33-42.

DFMN-2009

ПРИМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ПРИ ИСПЫТАНИЯХ Lichtenberger R.¹, Геров В.В.²

¹Германия, Limess Messtechnik&Software GmbH, ralf.lichtenberger@limess.com ²Россия, ООО «Новатест», vger@novatest.ru

APPLICATION OF OPTICAL IMAGE CORRELATION ANALISYS FOR EXAMINATION OF DEFFORMATION FIELDS OF MATERIAL SURFACE DURING A TEST R. Lichtenberger, V.V. Gerov

The digital image correlation technique was originally introduced in the early '80s as an approach to infer the displacement of the material under test by tracking the deformation of a random speckle pattern applied to the component's surface in digital images acquired during the loading. Mathematically, this is accomplished by finding the region in a deformed image that maximizes the normalized cross-correlation score with regard to a small subset of the image taken while no load was applied. By repeating this process for a large number of subsets, full-field deformation data can be obtained. The usage of multiple cameras is permitting the measurement of three-dimensional shape as well as the measurement of the three-dimensional deformation. The possibility of tracking the movement throughout the loading cycle, the shape and deformation was shown in this paper.

Впервые методика цифровой корреляции изображений (DIC) была предложена в начале 80-х годов исследователями Университета Южной Каролины, США [1]. В основе метода лежит идея оценки перемещений участков поверхности объекта путем отслеживания изменений (деформирования) случайного участка оцифрованных изображений, полученных в процессе испытания под нагрузкой (рис. 1). В процессе анализа изображений применяется методика поиска выделенного случайного участка на каждом из последующих полученных кадров деформированного состояния путем сопоставления граничных пикселей и градиентов серого цвета пикселей участка. При этом алгоритм фиксирует взаимное расположение пикселей в выбранном участке и отслеживает их взаимное перемещение. Используя одну камеру, можно получить значения x и y составляющих перемещения и как результат дифференцирования значения компонентов деформации e_{xx} , e_{yy} , e_{zy} , e_{1} , e_{2} .



Время t₀ Время t₁ Время t₂ Рис. 1 Изменение структуры поверхности при нагружении

В настоящий момент совершенствование методики цифровой корреляции изображений (DIC) позволило использовать несколько камер для получения трехмерных изображений (3D) и, как следствие трехмерных перемещений и деформаций [2]. 3D-измерения требуют применения, по крайней мере, двух синхронизированных фотоаппаратов или камер, установленных под разными углами к объекту. Данная схема имеет одно существенное преимущество, а именно независимую систему координат, которая формируется при фиксированном расположении камер друг относительно друга по расстоянию и углу. В таком случае может быть определена не только деформация объекта, но и изменение его геометрической формы в пространстве. На рис. 2 представлена схема реализации установки на базе двух камер. Реализованная измерительная система проста и надежна в использовании, не требует использование потенциально опасного лазерного излучения, т.к. для подсветки объекта может использования образца и создание на поверхности

DFMN-2009

стохастической пиксельной картины, которая, например, может быть выполнена посредством распыления черной и белой краски.



Рис. 2 Схема 3D системы измерений

В настоящее время разработаны и описаны в литературе различные методики численной параметризации изображений [1-6]. Однако одна из них зарекомендовала себя как наиболее эффективная методика, позволяющая проводить измерения в широком диапазоне деформаций до 500% при высокой точности и скорости обсчета [3,4]. В основе метода лежит итерационный поиск максимального значения коэффициента кросс-корреляции в *n*-мерном пространстве. Промышленная реализация данного метода нашла себя в системах Vic2D и Vic3D [7,8], производимых компанией Limess Messtechnik&Software GmbH. Такая система идеально подходит для статических и динамических испытаний материалов и готовых конструкций (рис. 3) с точностью измерения до 0.01%.



Рис. З Пример испытания на растяжение цилиндрического образца

Список используемой литературы

1. Peters, W.H. and Ransom, W.F., Digital imaging techniques in experimental stress analysis, Opt. Eng., 21(3), pp. 427-431, 1892

2. Helm, J.D., McNeill, S.R. and Sutton, M.A., Improved 3-D image correlation for surface displacement measurement, Opt. Eng., 35(7), pp. 1911-1920, 1996

3. Sutton, M.A., Cheng, M., Peters, W.H., Chao, Y.J. and McNeill, S.R., Application of an optimized digital correlation method to planar deformation analysis, Image and Vision Computing, 4(3), pp. 143-151, 1986 4. Schreier, H.W., Braasch, J.R. and Sutton, M.A., Systematic Errors in digital image correlation caused by gray-value interpolation, Opt. Eng., 39(11), pp.2915-2921, 2000

5. Chen, D.J., Chiang, F.P., Tan, Y.S. and Don, H.S., Digital speckle displacement measurement using a complex fourier spectrum method, Applied Optics, 32(11), pp. 1839-1849, 1993

6. Synnergren, P. and Sjoedahl, M., A stereoscopic digital speckle photography system for 3-d displacement field measurements, Optics and Lasers in Engineering, 31, pp. 425-433, 1999

7. Vic-2D Digital Image Correlation Software, Correlated Solutions, Inc., www.correlatedsolutions.com

8. Vic-3D Digital Image Correlation Software, Correlated Solutions, Inc., www.correlatedsolutions.com

THE METHOD OF CALCULATION OF THE TEMPERATURE SPECTRA OF DEFORMATION MODES OF THE MATERIALS

Lukovkin G.M., Kolmakov A.G.

Russia, Lomonosov Moscow State University, Faculty of Chemistry, <arzhakov@genebee.msu.ru>

Earlier [1] for isothermal regime of annealing we showed that temperature induced strain recovery (TISR) of the deformed materials, primarily, polymer glasses is characterized by the quasi-equilibrium. The result obtained implies the existence of the temperature spectrum of partial deformations (deformation modes) $\varepsilon'(T)$ in deformed sample. Each of these modes is involved in macroscopic strain recovery when the definite temperature is attained. The above spectrum provides the unique information concerning deformation and relaxation behavior of the material. However, the construction of this spectrum using experimental results of the isothermal annealing is a very complicated problem.

In this work we propose the method of calculation of temperature spectra of deformation modes using TISR curves obtained via annealing of the deformed samples with the constant rate of heating.

In this case, the experimental strain recovery rate $d\varepsilon/dt$ is the superposition of partial relaxation rates of deformation modes which relax to the time *t*, i.e., in the temperature range from T_0 to $T=T_0+vt$, where T_0 is the starting temperature of the experiment, and *v* is the heating temperature. Obviously, each of the relaxing modes is characterized by its own relaxation onset delay *z*. Therefore,

$$\frac{d\varepsilon}{dt}(t) = -\int_{0}^{t} \varepsilon'(z) \left[\frac{\exp\left(-\frac{t-z}{\tau(t)}\right)}{\tau(t)} \right] dz, \qquad (1)$$

where $\tau(t) = \tau(T) = \tau_0 \exp\left(\frac{E}{RT}\right)$ is the current relaxation time.

The derivative in the left-hand part of Eq. (1) is related to the experimental $d\varepsilon/dt = v(d\varepsilon/dT)$. To calculate approximately the $\varepsilon'(T)$ spectrum, the expression $\frac{\exp\left(-\frac{t-z}{\tau(t)}\right)}{\tau(t)}$ in integral (Eq. (1)) is

conveniently substituted by its mean value in the range from 0 to t, i.e.,

$$\left\langle \frac{\exp\left(-\frac{t-z}{\tau(t)}\right)}{\tau(t)} \right\rangle t = \int_{0}^{t} \left\{ \frac{\exp\left(-\frac{t-z}{\tau(t)}\right)}{\tau(t)} \right\} dz \,. \tag{2}$$

In this case, Eq. (1) takes the form

$$v\frac{d\varepsilon}{dT} = \left\langle \frac{\exp\left(-\frac{t-z}{\tau(t)}\right)}{\tau(t)} \right\rangle_{0}^{t} \varepsilon'(z)dz.$$
(3)

The left-hand of Eq. (3) is known from the experiment. The mean in the right-hand part is determined by numerical integration from Eq. (2). Hence, the integral in the right-hand part of Eq. (3) determines the fraction of recovery modes which relax in the temperature range from T_0 to $T = T_0 + vt$. The derivative of this integral with respect to *T* determines the profile of $\varepsilon'(T)$. Note that the integral between T_0 and *T* of $\varepsilon'(T)$ describes the strain recovery curve at the zero heating rate, i.e., under quasi-equilibrium conditions. Hence, the recovery curve at a given heating rate can be calculated immediately by the Eq. (1).

References

1. Arzhakov M.S., Lukovkin G.M., Arzhalov S.A., Doklady Chemistry, vol. 369, nos. 4-6, 1999, pp. 289-291.

DFMN-2009

ESTIMATION OF MICRODISTORTIONS AND STRESSES OF THE 1ST KIND INDUCED BY ELECTRON BEAM IN THE SUBSURFACE LAYERS OF THE SAMPLES OF TINI WITH THE **MOLYBDENUM COATINGS**

Meisner L.L., Dementyeva M.G.

Russia, Institute of strength physics and materials science SB RAS, artifakt@ispms.tsc.ru

TiNi alloys have been intensively used in biomedical field due to its excellent shape memory effect, superelasticity and corrosion resistance [1-3]. However, there is a problem of the ion dissolution of Ni from the TiNi alloy during the corrosion process, which could lead to potential danger [4]. It is necessary when the TiNi or TiNi-based alloys are used for the medical purposes to keep its function properties (superelasticity) or shape memory effect, at the same time, to improve its corrosion resistance. In this case the modification of surface properties of material is effective, it leads to a change of chemical composition, atomic crystal structure of the basic phases of alloy and microstructure in the thin subsurface layer of material after ion implantation or electron beams treatment [1]. Among the tasks, connected with the surface modification of the TiNi and TiNi-based alloys, special position occupies the problem of developing protective layers on surface of the TiNi in the form of the thin films, which, simultaneously, would prevent the ion yield of metals into the biomedium, they did not lead to the decrease of the effects of super-elasticity or memory of form, and they would possess the high parameters of adhesion, corrosion resistance, biocompatibility. Most attractive for the solution of this complex problem is the magnetron sputtering technic of coatings and its combined with the ion implantation and/or electron beams treatments to achieve the formation of uniform coatings with the necessary chemical composition and a thickness [1,2]. The study of the formed as a result ion-beam workings of nonequilibrium systems is possible with the use of the nondestructive methods, namely the direct structural methods of study - methods of X-ray diffraction analysis

Influence of a surface modification with a pulsed low-energy high-current electron beam irradiation on the structural condition of the subsurface layers of the samples of TiNi with the molybdenum coatings is studied in the work.

The investigated Ti_{49.5}Ni_{50.5} alloy was prepared from iodides titanium and nickel of grade NO using sixfold arc remelting. Samples $(1 \times 15 \times 15)$ mm³ in size were spark cut from the ingot. Before the measurements, the samples were annealed at 1073 K for 1 h in vacuum higher 10⁻³ Pa and then furnace cooled. The surface layer mechanically and electrolytically polished. Magnetron sputtering was carried out on the VU-1BC (RITS of ISPMS SB RAS) in vacuum 10⁻⁴ Pa. The thickness of coatings was controlled according to the data about the chemical composition in the surface layer, by the obtained method of Augerelectronic spectroscopy (AES).

The low-energy (~30 keV) high current (~30 kA) electron beam (LEHCEB) (15 and 30 J/cm²) pulsed with 150 microsecond in time length have been used, a quantity of pulses N=5.

Investigation of the structure parameters have been studied by the methods of X-ray diffraction analysis on the DRON-7 diffractometer using a symmetrical and asymmetric schemes of Bregg-Brentano (Co- K_{α}



Fig.1. Dependences of the B2-phase of TiNi lattice parameters on $\sin^2 \Psi$: a) Mo4200/TiNi+e(30) (No1), and b) Mo400/TiNi+e(15) (№2). Asymmetric schemes, the angle is $\alpha = 3^{\circ}$. **DFMN-2009**

radiation with the wavelength $\lambda_{\alpha 1}$ =0.178892 nm).

The lattice parameters a_{Mo} and a_{B2} determined by precision method with the construction of the extrapolation graph of dependence on the angular function Nelson- Ryles ($\Phi(\Theta)$).

For development and evaluating the elastic- stressed condition were removed the diffractograms using a asymmetric scheme with the direction of primary beam (angle α) from 3° to 12° and were built the graph of the dependences $a_{hkl}(\sin^2 \Psi)$, where $\Psi = \Theta_{hkl} - \alpha$ is the angle between the normals to the reflecting plane (hkl) and to the surface of pattern [2]. The amount of the deformation of the crystal BCC-structure of the material of coating along the selected direction was calculated using this formula: $\varepsilon_{w} = \frac{a_{v} - a_{0}}{c_{w}}$, where a_{0} is

the lattice parameter of Mo according to the data [5]. The value of microstresses was calculated according to the formula: $\sigma_{\nu} = \frac{a_{\nu} - a_0}{c} \frac{E}{\nu}$

where E is Young's modulus and v is Poisson's ratio

The separation of the contributions from the microdistortions of lattice and sizes of the coherent-scattering region to the physical broadening of diffraction lines for coatings was carried out by the

approximation method [2]. Graphing was conducted in the coordinates $\left(\left(\delta(2\Theta) - \frac{\delta^2(2\Theta)_{ins}}{\delta(2\Theta)}\right)^* \frac{\cos\Theta}{\lambda}\right)^{1.5}$ from $\left(\frac{\sin\Theta}{\lambda}\right)^{1.5}$,

where $\delta(\Theta)$ is the measured half-width of the diffraction line and $\delta(\Theta)_{ins}$ is the instrumental half-width of the diffraction line. The degree of extrapolation function was selected as being equal to 1.5, because of experimental diffraction profiles had the intermediate form between the Lorenz and Gauss functions.

It was revealed, the formed molybdenum films have a *Bcc*- structure and are in the state of compression in the plane of surface and tension along the normal to the surface. Their presence does not influence on the structure of NiTi, that is been in a state with the structure of the high-temperature phase of B2. The highcurrent treatment (low-energy electron beams) of the TiNi patterns with the molybdenum coatings leads to a change of the structural-phase states of near-surface volumes from the versions with the complete dissolution of film in the material of the substrate to the partial retention of film on this substrate. It was discovered, that in the case of high-energy densities (E=30 J/cm²) in the electron beam on the surface of TiNi is formed the layer with the increased lattice parameter, heavily alloyed by Mo. In the case of low-energy densities (E=15 J/cm²), the film is not dissolved in the base layer, the lattice parameter decreases relative to value in the virgin sample. It is revealed, that the internal stresses of the 1st kind in the base layer (TiNi) in both cases considerably increase. As shown in the figure 1 in the case of high energy densities in the electron beam (E=30 J/cm²) (a) the dependence of $a_{hkl}(\sin^2\Psi)$ has negative inclination, and in the case of low energy densities (E=30 J/cm²) the inclination is positive.

It is established, that in the case of low-energy densities, occurs stress relieving in the film. The separation by the approximation method of the contributions to the physical broadening of the X-ray reflections showed that the sizes D the regions of coherent scattering in the phase *Bcc*- Mo of coatings of samples after electron beams treatments did not change relative to values in the virgin sample $D \ge 100$ nm.

The values of the lattice parameters of the B2 phase of TiNi and Bcc- Mo phase of coating, microdestortions of lattice and the microstress of the first kind, sizes of the coherent-scattering region (D) are given in Table 2.

Table 2. - Parameters of crystalline structure of the subsurface layers of the samples of 400Mo/TiNi, 400Mo/TiNi+e(30) and 400Mo/TiNi+e(15).

Sample	a _{Mo} , Å	a _{B2} , Å	D, nm	ϵ^{I}_{B2}	ε ^I Mo ⁻	σ^{I}_{B2}	σ^{I}_{Mo}
Standart [22]	3,1470	3,0138	≥ 100	-	-	-	-
400Mo/TiNi	3,1610	3,0291		±0.003	±0.0055	±E/103	±E/56
Mo4200/TiNi+e(30) №1	-	3,0130		±0.006	-	±E/55	-
Mo400/TiNi+e(15) №2	3,1433	2,9837		±0.007	0.0005	±E/47	±E/620

The work was supported by the grant of RAS (project 3.6.2.1.), SB RAS (project 91 μ 2.3), RFBR (project 02-06-08003), National contract N_{P} 02.523.11.3007 and Research and Education Center «Physics and Chemistry of High-Energy Systems».

[1] A. I. Lotkov, L.L. Meisner, V.N. Grishkov, Physics of metals and material science V.99. 22, 1 (2005)

[2] Y.P.Mironov, L.L.Meisner, A.I. Lotkov, J. Tech. Physics 78, 118 (2008)

[3] S.S. Gorelik, Y.A. Skakov, L.N. Rastorguev, Roentgenographic and optico-electronic analysis, Moscow, MISaA, 1994. pp 117-124.

[4] Cheng Y.. Cai W.. Li H. T.. Zheng Y. F. J Mater Sci V. 41. (2006)

[5] L.I. Mirkin, Reference book according to the X-ray diffraction analysis of polycrystals,

Moscow, State. publishing house Phiz. - mat. Literature, 1961, pp 863.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ Агапов С.И., Федянова Н.А., ЯковенкоА.В.

Российская Федерация, Волгоградский государственный технический университет, E-mail: ngig@vstu.ru

There were made an experiments to identify the best sort of steel for producing brads. This experiments proved that brads made of materials with bigger limit of stretching strain show the best results.

Были проведены эксперименты по определению оптимальной марки стали для изготовления шпилек. Подтверждено, что наилучшие результаты показывают шпильки, изготовленные из материалов с возможно большим пределом текучести.

Рассмотрим узел крепления, состоящий из двух пьезоэлектрических преобразователей, шпильки и концентратора. В начале работы мы столкнулись с проблемой долговечности работы шпильки при подаче напряжения на пьезоэлектрические преобразователи.

В связи с большим влиянием напряженного состояния на стойкость крепежного соединения, повышение срока его гарантийной работы может быть достигнуто при максимальном уменьшении в нем знакопеременных напряжений. В связи с этим в концентраторах следует избегать резких перепадов сечений. Особое внимание следует уделять резьбовым соединениям, т. к. именно в зоне резьбы происходит возрастание напряжения, которое может привести к разрушению соответствующего элемента колебательной системы.

Наиболее простой способ увеличения амплитуды – повышение крутящего момента при затягивании гайки. Однако с увеличением крутящего момента увеличиваются и напряжения в шпильке, что ведёт к её разрушению, поэтому были проведены исследования по определению оптимальной марки материала для изготовления шпильки, которые были изготовлены из сталей 40, 40Х закалённой до HRC₃ 44-46 и 12Х18Н10Т. Крутящий момент, приложенный к гайке, был 150 Нм. Время работы до разрушения были следующие:

а) для шпильки изготовленной из стали 40Х закалённой до HRC_э 44-46 – 4 часа;

б) для шпильки изготовленной из стали 40 примерно 90 часов;

в) для шпильки изготовленной из стали 12X18Н10Т примерно 400 часов.

Фотографии разрушения шпильки по резьбе 12х1,75 представлены на рис. 1.





б)



в)

a)

Рис. 1. Разрушение шпилек ультразвукового блока: а - материал шпильки 12X18H10T;

б - материал шпильки 12А18н101, б - материал шпильки 40Х, HRC₂ 44;

в - материал шпильки сталь 40.

Результаты эксперимента свидетельствуют о сложном воздействии ультразвуковых колебаний на процесс пластического деформирования и разрушения шпилек-образцов.

Условные пределы текучести всех материалов при ультразвуковом нагружении уменьшаются ,что может быть объяснено теорией дислокаций.

Для объяснения процесса разрушения металла при знакопеременном напряжении в настоящее время широкое распространение получила теория Мотто. При получении ультразвуковых колебаний предполагается, что выделяемая при этом энергия вызывает периодические колебания активных дислокаций возле положения равновесия. Согласно цепной теории дислокаций при столкновении единичных дислокаций образуются группы малоподвижных «сидячих» дислокаций, благодаря чему в

б)

металле возникают субмикротрещины. Их накопление на границах или внутри зёрен вызывает потерю устойчивости материала, т.е. ослабление прочности металла и снижение модуля упругости, которое возрастает с увеличением амплитуды колебаний. Слияние соседних субмикротрещин образует усталостную трещину.

Наложение ультразвуковых колебаний на металл способствует более быстрому наступлению потери устойчивости кристаллических решёток при воздействии внешних нагрузок. При статических нагружениях с наложением ультразвуковых колебаний на испытываемый образец, условный предел текучести материалов снижается на 10-12%.

Поэтому наиболее нагруженную деталь (шпильку ультразвукового блока), находящуюся под воздействием ультразвуковых колебаний, следует изготовлять из материалов с возможно большим пределом текучести, что подтверждается и нашими опытами со шпильками из стали 40Х, закалённой до HRCэ 44-46, стали 40 с HRCэ 30-32 и стали 12Х18Н10Т. Наилучшие результаты наблюдаются при изготовлении шпильки из стали 12Х18Н10Т.

ФОТОУПРУГИЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ БАЛОК С ТРЕЩИНАМИ Албаут Г.Н., Табанюхова М.В.

Россия, Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет (Сибстрин) e-mail: bdtmv@mail.ru

PHOTOELASTIC ANALYSIS OF STRESS CONDITION OF BEAMS WITH CRACKS Albaut G.N., Tabanyukhova M.V.

On example of polarization-optical of test beams idea of the regulation of stress in constructions with help advance organized cracks was implemented. Fine-aggregate concrete was simulated by photoelastic glass. The stress fields were obtained in the beam models with several number and depth of cracks-cuts. The possibility of the rational distribution of stresses was discussed.

В процессе эксплуатации строительных конструкций в ряде случаев допускается появление трещин. Однако при естественном их развитии трещины распространяются бесконтрольно и с динамическим эффектом, поэтому нередко разрывы проникают на недопустимо большую глубину и сильно разветвляются. Если трещины организовать в процессе изготовления конструкций заранее и направленно, то можно значительно улучшить распределение напряжений и увеличить несущую способность сооружения.

В настоящей работе идея регулирования напряжений с помощью искусственной организации трещин реализована с помощью поляризационно-оптического испытания девяти моделей балок при чистом изгибе. В образцах менялось количество трещин-разрезов от 0 до 7 и их глубина. Для иллюстрации методики исследования ниже приведён фрагмент картины полос (0, 1, 2, 3 – порядок полос) в модели балки с пятью трещинами-разрезами при нагрузке F=97,5H. Показана схема нагружения, размеры модели в мм, построена эпюра напряжений σ_x в поперечном сечении I-I в МПа.



Основные выводы по результатам исследований.

1. Показана целесообразность инициирования трещин при изготовлении конструкций в тех зонах, где они должны неизбежно появиться в процессе эксплуатации. Это гасит динамический характер деформирования, соответствующий их естественному развитию.

2. Отмечается единый характер распределения напряжений σ_x в поперечных сечениях балок между трещинами: в сжатой зоне эпюра σ_x прямолинейная функция (на верхнем контуре 11,9МПа); в растянутой зоне σ_x криволинейная эпюра с нулевым значением на нижнем контуре и максимумом вблизи вершины трещины-разреза (9,3МПа); наибольшие сжимающие напряжения по модулю на 28% больше максимальных растягивающих, т.е. произошло более выгодное для конструкции перераспределение напряжений – снижение опасных растягивающих и увеличение менее опасных для бетона сжимающих.

3. Криволинейное очертание эпюры σ_x позволяет сделать вывод о том, что в балках с трещинами гипотеза плоских сечений не выполняется.

4. Нейтральная линия в балках с организованными трещинами (нулевая полоса на картине полос интерференции) смещается вверх от центра тяжести сплошного сечения (до 11% от высоты балки) и имеет несколько искривлённую форму, провисая над трещинами.

5. Моменты сопротивления балок с организованными трещинами уменьшаются с увеличением числа трещин (до 30% для балки с семью трещинами). Моменты сопротивления определялись из эксперимента при сравнении напряжений при одинаковой нагрузке на верхнем контуре балок с трещинами и в контрольной балке без трещин.

Результаты исследования могут быть использованы для регулирования напряжений в эксплуатируемых сооружениях путём предварительного моделирования трещин.

АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНАХ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ

Албаут Г.Н.

Россия, Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет (Сибстрин) e-mail: bdtmv@mail.ru

ANALYSIS OF THE STRESS STATE IN ZONES OF THE PREFRACTURE Albaut G.N.

In the work several examples with the contradiction result in the theoretical and experimental solutions of the problems of the mechanics of fracture are noted. The visual experimental materials which illustrate these contradictions in favor of experiments are given here.

В работе Н.Ф. Морозова (Проблемы хрупкого разрушения и их исследования методами теории упругости/ Н.Ф. Морозов//Механика и научно-технический прогресс.-Т.3: Механика деформируемого твёрдого тела. - М.: Наука, 1988. – С. 54-63.) высказывается мысль о том, что разрушение почему-то начинается не в том месте, где его указывают математики. Содержание настоящей работы направлено на то, чтобы доказать абсолютную правоту этого замечания с помощью поляризационно-оптического анализа задач разрушения. Картины полос интерференции очень чутки к малейшим изменениям в напряжённом состоянии элементов из пьезооптического материала. Метод фотоупругости даёт возможность уловить гораздо более тонкие и сложные процессы деформирования по сравнению с теоретическими решениями, где вводятся допущения или гипотезы для упрощения математического расчёта. Поляризационно-оптический метод позволяет избежать последнего. В теоретических расчётах может использоваться ограниченное число членов ряда, недостаточно мелкая сетка, дополнительные гипотезы и др.

Отметим несколько конкретных задач разрушения, результаты экспериментального исследования которых входят в противоречие с общепризнанными математическими решениями.

1. В соответствии с известным решением Вестергаарда напряжения у вершины трещины одинаковы и по величине равны бесконечности, т.е. $\sigma_x = \sigma_y = \infty$ (у– вертикальная ось, х– горизонтальная ось, трещина направлена вдоль х, растяжение вдоль у). Однако это противоречит реальным значениям напряжений на свободном незагруженном контуре трещины или разреза, где по условиям нагружения перпендикулярное контуру напряжение равно нулю, в том числе и у вершины, поэтому $\sigma_x \neq \sigma_y$.

2. Из анализа некоторых математических решений задач механики разрушения следует, что в элементах с трещинами или разрезами максимальные значения контурных напряжений возникают у вершин и это выглядит вполне естественно. Однако этот факт не подтверждается фотоупругим экспериментом, который даёт однозначную картину: точки с максимальными контурными напряжениями сдвинуты вдоль контура в две стороны от вершины трещины на небольшое, но вполне ощутимое расстояние. И это наблюдается повсеместно.

3. По результатам расшифровки данных поляризационно-оптического эксперимента для нескольких физически и геометрически нелинейных задач были построены эпюры напряжений σ_y вдоль горизонтальной линии продолжения трещины. Они имеют непривычный вид, а именно: точки с максимальным значением отрыва σ_y оказались не у вершин трещины, а переместились вглубь массива рассматриваемого элемента. Это явление наблюдалось в нескольких нелинейных задачах.

4. Только в теоретических решениях поверхность разрыва может быть гладкой, а линии разлома прямолинейными. В реальных экспериментах для большинства материалов поверхности разрыва зубчатые или бугристые, а линии разлома имеют криволинейный вид, повороты, иногда разветвления.

5. И ещё один важный вопрос: о противостоянии теоретиков и экспериментаторов в спорах о бесконечно больших напряжениях, которые появляются в теоретических расчётах у вершин трещин. Для любого экспериментатора эта проблема выглядит абсурдной, поскольку бесконечно больших напряжений в экспериментах не обнаружено, что подтверждает анализ выполненных исследований с различными трещинами и разрезами. Например, в одном случае хрупкие острые трещины были получены в моделях железобетонных балок при естественном их нагружении изгибом, в другом трещины прорезались лезвием бритвы в резиновых растянутых пластинах. Радиус закругления у вершин в обоих случаях практически равнялся нулю. Но в обоих случаях при относительно небольшом нагружении не возникало внезапного разрушения, что произошло бы неизбежно, если бы напряжения у вершин трещин были бесконечно большими.

В работе отмечено несколько примеров нестыковки теоретических и экспериментальных решений задач механики разрушения. Приводятся наглядные экспериментальные материалы, иллюстрирующие отмеченные здесь противоречия в пользу экспериментов.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЗИНОВЫХ ПОЛОС С ЦЕНТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНОЙ-РАЗРЕЗОМ МЕТОДОМ НЕЛИНЕЙНОЙ ФОТОУПРУГОСТИ Албаут Г.Н.¹, Харинова Н.В.¹, Ахметзянов М.Х.²

¹630008, Россия, Новосибирск, ул.Ленинградская, 113, Новосибирский государственный

архитектурно-строительный университет (Сибстрин)

E-mail: novosibirsk_nata@mail.ru

²630049, Россия, Новосибирск, ул.Дуси Ковальчук, 191, Сибирский государственный университет путей сообщения (НИИЖТ)

STUDY OF RUBBER STRIPS WITH CENTRAL CRACK-CUT BY THE METHOD OF NONLINEAR PHOTOELASTICITY

G. N. Albaut, M.H. Akhmetzyanov, N. V. Kharinova

The technique of an experimental research of plane problems was developed at the large elastic strains (up to 250 %). With the help of the developed technique the tensioning strip with central crack - cut was investigated. The mechanism of a crack disclosing under strains was investigated. Fields of stresses and strains were obtained. At research of nonlinear problem change of geometry of models in the plan and on thickness had been taken into account.

Разработана методика экспериментального исследования плоских задач при больших упругих деформациях (до 250%). С помощью разработанной методики исследовано растяжение полосы с центрально трещиной-разрезом. Изучен механизм раскрытия трещины в процессе деформирования. Получены поля напряжений и деформаций по всему полю образца. При исследовании геометрически нелинейных задач было учтено изменение геометрии моделей в плане и по толщине.

В последнее время широкое применение в строительстве и хозяйстве находят мягкие пневматические оболочки, различного рода резиновые мембраны, резинотехнические изделия, амортизаторы и т.д., которые работают в области больших упругих деформаций. Особенно сложной в условиях большой нелинейности является задача определения напряженно-деформированного состояния у концентраторов, т.е. в зонах предразрушения и разрушения элементов.

Исследовались напряжения предразрушения и деформации у вершин трещины в модели из эластомеров методом нелинейной фотоупругости [1, 2]. При этом в эксперименте учитывалось изменение геометрии моделей в плоскости и по толщине. Обработка экспериментальных данных первоначально велась в системе координат Эйлера.

Резиновые полосы из полиуретана СКУ-6 подвергались осевому растяжению. Схема нагружения представлена на рис.1. В процессе деформирования трещина постепенно раскрывалась. На рис.1 приведены картины интерференционных полос, полученных в светлом поле полярископа при различном уровне нагружения. При увеличении нагрузки все трещины-разрезы, раскрываясь, превратились в эллипсы.



Рис. 1. Раскрытие трещины и картины полос интерференции при растяжении резиновой полосы с горизонтальной трещиной

Для исследуемого образца выполнено полное разделение напряжений и деформаций по методике, приведенной в работе [2]. По результатам эксперимента построены поля главных истинных напряжений σ_1 и σ_2 (эйлеровы координаты), а также поле кратностей удлинения λ_3 ($\lambda_i =$

 l_i/l_0 , i=1,2,3 – главные кратности удлинения, λ_1 и λ_2 – в плоскости модели, а λ_3 – по толщине), построенные по всей области исследуемых образцов.



Рис.2. Поля напряжений σ_1 и σ_2 и деформаций λ_3 для образца с горизонтальной трещиной

Отмечен факт сдвижки максимума σ_1 (напряжение в направлении растяжения) от вершин трещины вглубь образца. В монографии «Экспериментальная механика» [3] под ред. А.Кобаяси также описывается явление смещения максимума σ_1 от источника концентрации, полученное расчетными методами.

Также отмечено смещение максимального значения контурных напряжений от геометрических источников концентрации (вершины трещины) на некоторое расстояние вдоль контура эллипсов, что можно наблюдать визуально по картинам полос. На рис.1 хорошо видно, что центры характерных двухлепестковых зон, где отмечается самый большой порядок полос, смещены от источников концентрации, которыми являются вершины трещин.

Данные особенности смещения напряжений вглубь образца и вдоль свободного контура затруднительно получить теоретически по формулам Вестергаарда.

Литература

1. Александров А.Я. О поляризационно-оптических исследованиях при больших деформациях/ Александров А.Я., Ахметзянов М.Х., Албаут Г.Н., Барышников В.Н.// ПМТФ. – 1969. – №5. – С.89-99.

2. Албаут Г.Н. Нелинейная фотоупругость в приложении к задачам механики разрушения / Г.Н. Албаут. – Новосибирск: НГАСУ, 2002. – 112с.

3. Экспериментальная механика. В двух книгах/ С. Атлури, А. Кобаяси, Д.Дэлли, У.Райли и др.; Под ред. А. Кобаяси. – М.: Мир. – 1990. – (Книга первая – 616с., книга вторая – 552с.)
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ ТЕПЛОВИЗОРА

Атласов В.В., Семенов Я.С., Федоров С.П.* Россия. Якутск. Якутский государственный университет. Институт проблем нефти и газа СО РАН*

питут проолем нефти и газа СО г

yansemenov@mail.ru

INVESTIGATION OF THE POLIMER MATERIALS WITH TECHNOLOGY OF THE THERMOVISION V.V. Atlasov, Yan S. Sevenov, S.P. Fedorov

We are investigated of the deformation field of the polymer materials with technology of the Thermovision of the one axis tensile.

We are application Thermovision «ТКВр-ИФП». This is Thermovision – sensible is 0,03 K, range of the temperature $293 \div 318$ K, dimensions of the vision 0,5 мм

We are demonstration, what the deformation field connected with temperature field

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 [3-4] во многом эксплуатационная надежность и долговечность полимерных трубопроводов зависит от качества сварных соединений.

Цель данной работы - исследование деформационных полей полимерных материалов при одноосном нагружении с помощью тепловизора.

Материалы и методика исследований. Исследовались полимерные материалы - полиэтилены марки ПЭ80, ПЭ63, ударопрочный полистирол – УПС, полиамид – ПА.

Для экспериментального исследования 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.

Механические испытания на одноосное растяжение образцов проводились на универсальной испытательной машине «Instron-1195».

Исследования проводились на плоских образцах, изготовленных из полиэтиленов марки ПЭ80, ПЭ63, ударопрочного полистирола (УПС), полиамида (ПА). Размеры рабочей части образцов следующие: ПЭ80 - 60,5×9×10,8 мм; УПС - 72×10×3 мм; ПА - 62×9,9×4,3 мм. Скорость нагружения для: ПЭ80, ПЭ63 – 3,3·10-4 м·с-1, УПС и ПА – 0,83·10-4 м·с-1.

Результаты экспериментов. На рис.1 представлены термограммы гладкого образца из ПЭ80, характеризующие кинетику развития теплового поля по образцу и соответствующие различным стадиям деформирования.

Динамика развития максимальной температуры в зависимости от времени дана на рис.2. Анализ термограмм показал следующее. Деформирование в упругой области сопровождается падением его температуры из-за релаксационных процессов по снятию внутренних напряжений (рис.2,3,5) [7].



Рис.1. Термограммы образца из полиэтилена ПЭ80 в различные моменты времени: а – 94 сек., б – 110 сек., в – 145 сек., г – 245 сек., д – 499 сек., е – 562 сек. Синий цвет зона максимальных деформации. Желтая – огибающая.

Рис.2. Изменение максимальной температуры в зависимости от времени с выделенного участка образца из полиэтилена марки ПЭ80 в процессе деформирования.

Характер изменения теплового режима образцов из УПС совершенно другой по сравнению с ПЭ80, что отражается на графиках изменения температуры (рис.2 и 3). При упругом деформировании снижается температура из-за релаксации внутренних напряжений (точка A) [7]. Дальнейшее развитие температуры идет с нарастанием в

соответствии с деформацией. Перед разрывом происходит резкий скачок температуры. При этом постоянное значение максимальной температуры соответствует неизменной величине усилия.



Рис.3. Изменение максимальной температуры с выделенного участка образца из ударопрочного полистирола (УПС).

Полиамид (ПА). Разогрев данного материала, так же как и для УПС, локализуется в месте будущего разрыва (рис.4). Вначале происходит снижение температуры образца из-за релаксации внутренних напряжений (до точки A), а

затем нагрев всего образца. Но поскольку данный материал более жесткий, локальный нагрев наступает незадолго до разрыва образца. При этом разогрев материала вплоть до момента разрушения образца протекает по линейному закону (рис.5).



Рис.4. Термограммы образца из полиамида (ПА) в различные моменты времени: а – 156 сек.; б – 167 сек.; в – 170 (перед разрушением виден очаг разрушения с большими деформациями – синий цвет).

В целом для полимерных материалов можно указать возможные причины возникновения достаточно высоких внутренних напряжений, возникающих при изготовлении экспериментальных ГОСТ - овских образцов: а) это процесс изготовления пластин на термопрессе; б) вырезка из пластины ГОСТ - овских образцов; в) возможно, структура процесса полимеризации.

Анализ кривых напряжение – время и температура – время (рис.6), показывает, что внутренние напряжения по своей величине не превышают величину упругих напряжений и при суммировании с внешним напряжением происходит их релаксация [7].

Температура начинает возрастать при появлении пластических деформаций (разрывы химических связей рис.6).



Рис.6. Диаграммы деформирования полиэтилена ПЭ80 в зависимости от времени. Приведены кривые напряжения, относительной деформации и температуры

Литература

1. M. Ezrin. Plastics Failure Guide - Cause and Prevention, Hanser, Munchen, 1996.

2. H Chen, R.J. Scavuzzo, T.S. Srivatsan. J. Mater. Eng. Perform., 6 – 1997. – p.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.

6. Семенов Я.С., Иванов А.М., Лукин Е.С. Метод диагностики предельных нагрузок оборудования, машин и механизмов // Машиностроитель. – 2004, № 1.

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО РЕСУРСА ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ

Багмутов В.П., Столярчук А.С., Коробов А.В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, sopromat@vstu.ru

ESTIMATION OF THE REMANENT CYCLE LIFE FOR MECHANICAL ENGINEERING PRODUCTS V. P. Bagmutov, A. S. Stolyarchuk, A. V. Korobov

With reference to original methods of the indirect estimation of the remaining resource of the material is designed to concrete element product machine building. On example of the Material of the oil pipeline (steel 17Γ C) is given experimental – a theoretical estimation remaining plasticity of the material after usage, allowing define the remaining round-robin resource of the product in condition of the hard cycle loads.

Постановка задачи. В связи с актуальностью, в качестве объекта исследования выбран нефтепровод (сталь 17ГС). Разрушение нефтепровода после длительной эксплуатации при пониженных температурах может приводить к экологической катастрофе целого региона. Эти аварии объясняются наличием трещин в изделии или хрупким состоянием материала. Охрупчивание материала обусловлено снижением его пластичности, возможной, в частности, за счет изменения закономерностей распределения локальных деформаций на внутрифазовом уровне. Это изменение обусловлено рядом «внешних» факторов: периодически возникающими эксплуатационными перегрузками (повторными нагрузками в области малоцикловой усталости, часто сопровождающейся циклической ползучестью); значительными амплитудами колебания температур; наличием процессов коррозии поверхности металла и т. п. Поэтому возникает задача оперативного контроля остаточной пластичности материала и соответственно остаточного циклического ресурса на базе изучения состояния поверхности, а также кинетики внутрифазовых деформационных процессов на поверхности изделия в процессе эксплуатации. Настоящая работа посвящена разработке методики такого контроля.

Изменение состояния материала в результате эксплуатации. Исследования макрохарактеристик (σ_B ; HRB; δ ; ψ ...) стали 17ГС феррито-перлитного класса после 20-летней эксплуатации нефтепровода не показали статистически значимого их изменения по сравнению с исходными величинами. Металлографические наблюдения (рис. 1) также не выявили, на

исходными величинами. Металлографические наолюдения исследованном масштабном уровне, видимых структурных искажений или наличия микротрещин в поверхностном слое материала нефтепровода. Однако, проведенная статистическая обработка результатов измерения микротвердости *HV* (ПМТ-3; нагрузка 0,981 H; шаг 100 мкм; объем выборки 190 отпечатков; средний размер диагонали ~ 30 мкм) в поверхностном слое дает другую информацию.



Рис. 2. Функция плотности распределения микротвердости стали 17ГС

Наблюдается (рис.2) значительное искажение функции плотности распределения *HV* по сравнению с законом Гаусса в исходном (до



Рис. 1. Структура на поверхности стали 17ГС после эксплуатации

эксплуатации) состоянии: в частности, увеличивается число участков с повышенной твердостью – фиксируется статистически значимая асимметрия распределения. Причиной этого при повторных эксплуатационных перегрузках может являться локальный деформационный наклеп, связанный с неоднородным распределением внутрифазовых деформаций, протекающих, как показал рентгеноструктурный анализ [ДРОН-3; отражения (110) и

60 мкм

(220); шаг сканирования 0,01°], на фоне существенных упругих искажений кристаллической решетки на структурном уровне блоков мозаики (~ 900 Å). Принимая эту гипотезу, рассмотрим кинетику накопления локальных деформаций поверхностного слоя, которая должна отражать изменение его

× 200

состояния на внутрифазовом уровне.

Кинетика накопления локальных деформаций в поверхностном слое при повторных перегрузках (циклическая ползучесть). Для возможности обобщений, кинетика циклической ползучести изучалась на модельном материале (близкой к 17ГС по химическому составу и фазовой структуре стали 20) в области малоцикловой усталости. Исследование внутрифазовых деформаций в процессе увеличения числа циклов пульсирующей нагрузки проводилось по известной методике (база измерения деформаций 20 мкм; объем выборки 100 измерений). В результате математической обработки получены статистически достоверные результаты (доверительная вероятность 95%),

приведенные на рис. 3 в виде автокорреляционных функций, построенных для различных этапов (а; б) циклической ползучести. С увеличением числа циклов (а \rightarrow б) наблюдается уменьшение радиуса корреляции темпов распространения деформаций, т. е. $R_T < R_D$. Этот факт согласуется с обнаруженной у стали 17ГС трансформацией состояния поверхности: повышение микротвердости локальных участков снижает их деформируемость, а значит должно отражаться и на картине коррелированного деформационного поведения, что очевидно по автокорреляционным функциям. Выявленное радиуса снижение корреляции деформационных взаимодействий, характерное для феррито-перлитных сталей, говорит о появлении в процессе эксплуатации некоторых «стопоров» распространения деформации, то есть повреждений. Такими стопорами могут служить как необнаруженные у стали 17ГС металлографическими методами субмикротрещины (на обусловленные значительными уровне блоков мозаики), упругими искажениями кристаллической решетки, так и участки повышенной микротвердости на внутрифазовом уровне.

Из наших экспериментальных результатов следует. Вопервых, изменение состояния малоуглеродистых сталей феррито-перлитного класса и внутрифазовых процессов накопления повреждений происходит в достаточно тонком поверхностном слое, а поэтому и не отражается на макрохарактеристиках (см. предыдущий пункт). Во-вторых, при работе материала, например нефтепровода, в реальных условиях влияние образующегося поврежденного поверхностного слоя на ресурс изделия может оказаться значительным (см. следующий



Рис. 3. Автокорреляционные функции деформационных взаимодействий для двух стадий циклической ползучести стали 20

пункт). В дальнейшем, в качестве доминирующего фактора принят циклический характер нагружения изделия.

Определение действительной пластичности материала и оценка остаточного циклического ресурса. На рис. 4 приведены экспериментальные данные для двух исследованных марок: сталь 17ГС после эксплуатации и сталь 20 в исходном состоянии.

Несмотря на совпадающую статическую пластичность, наблюдаются различия при переходе в хрупкое состояние, которое у стали 17ГС выявляется значительно раньше, что объясняется нами появлением и развитием при эксплуатации нефтепровода повреждений в поверхностном слое.

По этим данным можно оценить действительный (пониженный!) уровень пластичности, используя уравнение эмпирической линии регрессии $N_{0.5} = f(\psi)$.

По опытным данным для стали 17ГС
$$lg N_{0.5} = 4,2$$





и тогда из формулы $N_{0,5} = 140 \cdot exp(10,3 \cdot \psi)$ получаем оставшуюся после эксплуатации реальную пластичность 46%. Поскольку справочная величина для этой марки ~ 61%, действительный резерв пластичности составляет ~ 0,75. Достоверность такого прогноза легко оценивается современными статистическими методами анализа.

На основании реальной пластичности, применяя, например уравнение Коффина, уже легко определить остаточный циклический ресурс изделия, работающего в условиях жесткого цикла нагружений при эксплуатации.

DFMN-2009

АНАЛИЗ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА, ФОРМЫ И РАЗМЕРА НАНОСТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНДЕНСИРОВАННЫХ ФАЗ Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Харчевников В.П.

Украина, Институт проблем материаловедения НАНУ; e-mail: ipmm@mail.ru

ANALYSIS AND DETERMINATION OF THE COMPOSITION, FORM AND SIZE NANO -STRUCTURAL ELEMENTS OF THE CONDENSED PHASES

Belov B.F., Trotsan A.I., Brodetskyy I.L., Harchevnikov V.P

The method of the analysis and determinations nano - structural elements of the condensed phases, including quantum - mechanical and chemical parameters of atoms is devised. The modular designs of lattice ordered atoms (the ion - molecule complexes), allowing forecast structured - chemical state and properties of the metallurgical phases and new synthetic materials are proposed.

В последние годы наметились новые направления повышения комплекса физико-механических характеристик конструкционных материалов из железоуглеродистых сплавов за счет целенаправленного формирования микро- и нанокристаллической структуры, одно из которых и рассматривается в настоящем исследовании. В соответствии с феноменологической теорией строения металлургических фаз в жидком и твердом состояниях по модели гармонических структур вещества (теория МГС-фаз [1,2]) металлургические расплавы (металлы и шлаки) являются упорядоченно- разупорядоченными фазами, структура которых представлена набором модульных конструкций конечных размеров в нуль-одно-двух-трехмерном пространстве. Относительные доли структурных составляющих в сумме равны единице, соотношение между ними зависит от температуры и с ростом температуры изменяется в сторону повышения статистической разупорядоченности до нульмерных элементов при температурах кипения. В жидком состоянии в интервале температур кипения и плавления существуют три типа разупорядоченных структурных элементов – элементарных ячеек:

одномерные (линейные) → двумерные (полигональные) → трехмерные (полиэдрические). При достижении предельных переохлаждений жидкости, численно равных (0,70-0,80) Т_{пл} относительная доля трехмерных элементов составляет единицу [2].

Высшая форма организации структурного состояния вещества – кристаллическая решетка, которая является ионно-молекулярным комплексом, включающим все типы структурных элементов. Для кристаллов кубической сингонии, например, это вершины - нульмерные, ребра - мономерные, грани - двухмерные и каркас - трехмерный. При нагревании поликристалла до температур его плавления теряется механическая прочность и образуются кристаллиты, трехмерная решетка которых искажается за счет увеличения межатомных расстояний и появления последовательно направленной тетрагональности – политипных и полиморфных превращений, после которых появляется последовательный ряд структурных модификаций на уровне дальнего и ближнего порядка в твердом и жидком состояниях, соответственно. При температуре плавления дальний порядок разрушается и образуются ближний порядок, генетически связанный с высокотемпературной модификацией кристалла, которая сохраняется в жидком состоянии в форме трехмерных кластеров. Экспериментально установлено существование ОЦК-кластеров при температуре плавления железа, которые сохраняются в интервале 1540-1640 ^оС. При дальнейшем перегреве процессы структуризации жидкости реализуются в двухмерном пространстве с образованием плоских полигональных ячеек, существующих в пяти разновидностях плоских сеток на базе известных 14-ти кристаллических ячеек Бравэ.

Предложенная авторами настоящей работы теория МГС-фаз [1,2], является общей теорией строения конденсированного состояния, в частности, жидких и твердых металлургических фаз – металлических и шлаковых. Известные теории строения жидких шлаков – молекулярная, ионная, полимерная и металлов – квазиполикристаллическая основаны на модельных представляениях о макромолекулах - кластерах структурно-упорядоченных в пределах ближнего порядка, находящихся в динамическом равновесии с разупорядоченными атомами, время жизни кластеров на порядки превышает время термических колебаний, что позволяет участвовать в процессах массопереноса по диффузионному механизму в течение всего времени существования жидкости.

Для металлических расплавов - (чистые металлы), известны экспериментальные и расчетные методы определения размеров кластеров по числу атомов их составляющих. Расчетный (термодинамический) метод определения числа атомов в кластерах жидких металлов позволяет из соотношения теплот плавления и испарения в зависимости от типа упаковки атомов в кластере оценить его размеры. Приведенные методы применимы лишь к чистым жидким металлам,

находящихся в интервале температур плавления и кипения, или только при температуре плавления. Следовательно теряется физический смысл «кластера», т.к. не известны условия его образования (температура), и не прописан стадийный механизм трансформаций кластера при повышении температуры расплава над температурой плавления (ликвидуса). Кроме того, обычно рассчитывают только количество атомов в кластере, что недостаточно для определения их формы и размера [3].

Перечисленные недостатки устраняются в предлагаемом авторами настоящей работы способе, в основу которого поставлена задача определения наномасштабных элементов структуры упорядоченных металлургических фаз (металлы и шлаки) как в жидком, так и твердом состояниях, влияющих на механизмы рафинирования и микролегирования жидких металлов и модифицирования неметаллических включений в процессах внепечной обработки железоуглеродистых расплавов химически и адсорбционно-активными компонентами присадочных материалов и обеспечивающих существенное повышение комплекса физико-химических свойств конечного продукта.

Для анализа и определения состава, формы и размера наноструктурных элементов конденсированных металлургических фаз предлагается методика, включающая квантовомеханические и химические параметры структурноупорядоченных атомов, построение полигональных диаграмм состояний соответствующих металлических и/или шлаковых систем, по которым определяют химический состав, температуры образования и плавления, область гомогенности жидких и твердых фаз, состоящих из наноструктурных элементов, тип которых находят по форме и размерам структурных ионно-молекулярных комплексов.

Полигональные диаграммы состояний металлургических систем строят новым графоаналитическим методом [4] во всем интервале концентраций для заданного числа твердых и жидких исходных компонентов. Структурные ионно-молекулярные комплексы представляют собой центрально-симметричные одно-двух-трехмерные модульные конструкции конечных размеров – линейные, плоские, объемные ячейки из матричных, примесных и легирующих элементов исходного вещества с заданным типом химических связей. Параметры химической связи (энергия и длина связи) находят из квантово-механических параметров (энергия валентных электронов и орбитальные радиусы) атомов, электронная структура которых описывается радиально-орбитальной моделью. Энергию одинарной химической связи (ЭС, эв/г-ат) рассчитывают из средних значений энергии взаимодействующих валентных электронов по уравнению:

$$\Im C = \sum_{i=1}^{n} E_i / n \,,$$

где n, E_i – число и энергия i-го взаимодействующих валентных электронов.

Длину одинарной химической связи (ДС, нм) в зависимости от ее типа (ионная, ковалентная, металлическая, атомная) рассчитывают из суммы орбитальных радиусов (ΣR, нм) атомов с заданной конфигурацией внешних электронов по уравнениям:

Использование разработанной методики определения состава, формы и размера наноструктурных элементов конденсированных фаз позволяет эффективно решать практические задачи по структуризации металлургических железоуглеродистых расплавов с помощью новых синтетических шлако-металлических материалов.

Таким образом, установлено существование причинно-следственной связи квантовомеханических и химических параметров атомов при определении состава, формы и размера наноструктурных элементов, образующих заданные конструкции конденсированных фаз в жидком и твердом состояниях, что позволяет обеспечить повышение эффективности технологического процесса производства стали повышенной прочности и пластичности, не склонной к хрупкому разрушению.

Список источников

1. Белов Б.Ф.,.Троцан А.И, Харлашин П.С. / Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях // Изв. ВУЗов, ЧМ.- 2002, №4.- С.70-75.

2. Троцан А.И., Белов Б.Ф., Харлашин П.С. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / Изв. ВУЗов, ЧМ, 2002.- №4.- С.60-64.

3. Скребцов А.М. О термодинамическом методе вычисления температуры разупорядочения структуры металлических расплавов. Изв. ВУЗов, ЧМ.- 2005, №12.- С.5-8.

4. Белов Б.Ф., Троцан А.И., Харлашин П.С., Крейденко Ф.С. Свидетельство о государственной регистрации прав автора. ПА №2825 от 29.02.2008 (Украина). Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем.



НЕЙТРОННЫЙ РЕФЛЕКТОМЕТР-МАЛОУГЛОВОЙ СПЕКТРОМЕТР «ГОРИЗОНТ» ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В МАТЕРИАЛАХ И НАНОСТРУКТУР Булкин А.П.¹, Коптелов Э.А.², <u>Литвин В.С.²</u>, Садыков Р.А.², Трунов В.А.¹, Ульянов В.А.¹ ¹ Петербургский институт ядерной физики РАН, Гатчина, Россия. 2 Институт ядерных исследований РАН, Москва, Россия. vlitvin@inr.ru

NEUTRON REFLECTOMETER AND SMALL ANGLE INSTRUMENT "GORISONT" FOR RESEARCH DEFECTS IN MATERIALS AND NANOSTRUCTURES. A. P. Bulkin¹, E. A. Koptelov², <u>V. S. Litvin²</u>, R. A. Sadykov², V. A. Trunov¹, V. A. Ulyanov¹ ¹Petersburg nuclear physics institute RAS, Gatchina, Russia. ² Institute for nuclear research RAS, Moscow, Russia.

New neutron reflectometer and small angle instrument designed for pulsed spallation neutron source of Moscow Meson Facility. The vertical plane of scattering allows to investigate the surface of liquids. To increase the density of neutrons is curved mirror neutron guide, which transmits neutrons with a wavelength of 1.7 A. Monte-Carlo simulation of neutron spectra at sample is given.

Разработан и сконструирован нейтронный времяпролетный рефлектометр-малоугловой спектрометр «Горизонт» для работы на импульсном нейтронном источнике ИН-06 Московской мезонной фабрики. В режиме рефлектометра установка позволяет исследовать поверхности и границы раздела нанопленок, многослойных наноструктур (в том числе магнитных) и полимеров. Выгодным отличием рефлектометра от большинства аналогов является вертикальная плоскость рассеяния, что позволяет также исследовать явления на поверхностях жидкостей. В режиме малоуглового спектрометра установка позволяет исследовать объемные наноструктуры, сплавы, коллоидные растворы, дефекты в материалах. Для увеличения интенсивности потока нейтронов используется зеркальный изогнутый нейтроновод, который пропускает нейтроны с длиной волны от 1,7 А. Методом Монте-Карло проведены расчеты спектра нейтронов на образце. В настоящее время установка смонтирована на нейтронном источнике.



ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АТОМНО-ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОМЕТРИИ С ИНДУКТИВНО-СВЯЗАННОЙ ПЛАЗМОЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСЕЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

Волченкова В.А., Казенас Е.К., Кряжков И.И., Андреева Н.А., Дегтярева А.П., Дергунова Н.Н., Овчинникова О.А., Пенкина Т.Н., Паунов А.К., Родионова С.К., Смирнова В.Б., Яшукова В.Н. Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва, Ленинский пр.,49 kazenas@ultra.imet.ac.ru

THE APPLICATION OF METHOD BY INDUCTIVELY COUPLED PLASMA – ATOMIC EMISSION SPECTROMETRY FOR DETERMINATION OF IMPURITES IN MAGNESIUM ALLOYS

Volchenkova V.A., Kazenas E.K., Kryazhkov I.I., Andreeva N.A., Degtyareva A.P., Dergunova N.N., Ovchinnikova O.A., Penkina T.N., Paunov A.K., Rodionova S.K., Smirnova V.B., Yashukova V.N.

Для исследования новых систем легких сплавов, характеризующихся лучшими свойствами, разработана методика прямого определения примесей (Al, Ca, Cu, Mn, Ni, Sm, Tb, Ti) в широком диапазоне концентраций ($n\cdot10^{-3} - n\cdot\%$) в сложнолегированных сплавах на основе магния с использованием метода атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой. В литературе встречаются работы по определению примесей в магниевых сплавах, но данные об анализируемых нами элементах отсутствуют.

Исследования проводились на последовательном спектрометре фирмы «JOBIN YVON HORIBA» (Франция), модель «ULTIMA 2».

Была проведена оценка спектральных помех и выбраны аналитические длины волн для каждого определяемого элемента. При изучении взаимных влияний определяемых элементов установлено, что при содержании элементов на уровне 0,1 -10 мкг/мл взаимные влияния не проявляются. Картина влияния матричного элемента магния не одинакова для разных элементов и более сложная, чем влияние кислот. Для учёта матричного влияния использовали метод аппроксимации многомерными сплайнами для построения калибровочных функций с различными множествами матричных эффектов.

Применение новой программы позволило экспрессно проводить определение низких концентраций (от n·10⁻³%) Al, Ca, Cu, Mn, Ni, Sm, Tb, с хорошими метрологическими характеристиками (Sr≤0,05) без предварительного отделения матрицы.

ОБ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКЕ МОДУЛЯ ЮНГА

Гладков С.О. Московский государственный областной университет. Г. Москва, ул. Радио, д. 10а. E-mail: Sglad@newmail.ru

> ON ANALITICAL ESTIMATE YUNG'S MODULE S.O. Gladkov Moscow State Regional University Ul. Radio, 10a 105005, Moscow, Russia *E-mail: Sglad@newmail.ru*

Due to solution of with one moving point the form of bar is fined. The results give us of recommendation for measure Yung's module of a lot materials.

Из решения вариационной задачи с одной подвижной границей с помощью условия трансверсальности найдены форма изгибающегося длинного упруго - деформируемого стержня произвольного сечения и линия движения подвижного конца. Полученные результаты позволяют дать альтернативные рекомендации для экспериментального измерения модуля Юнга многих упругих материалов.

Вопросам исследования упругих деформаций стержней посвящено большое число публикаций, частично отраженных в виде ряда задач в [1]. Однако следует заметить, что ни в одной из известных нам работ (мы не приводим список публикаций - их огромное количество) не ставился вопрос определения формы линии подвижного конца для закрепленной с одной стороны сравнительно тонкой балки, изгибающейся под действием некоторой силы, приложенной к подвижному концу (рисунок). Именно конкретная форма линии смещения точки Б позволяет определить работу приложенной силы F, давая уникальную возможность вычислить энергию деформации при любом (не обязательно малом!) смещении, и найти связь упругих констант (в частности, модуля Юнга) с известными геометрическими и механическими параметрами.

Ниже будет приведено решение этой задачи, сформулированной чисто математически, как одной из задач раздела вариационного исчисления с подвижной границей. Представим себе закрепленный с одной стороны длинный стержень (см. рисунок) длиной l, на один конец которого действует сила F, вызывающая его изгиб. Точка Б, таким образом, является подвижной и задача заключается в определении экстремали y(x), характеризующей форму стержня, и траектории движения точки Б - функции $\varphi(x)$. По найденной функции $\varphi(x)$ вычисляется совершаемая силой F работа, как интеграл

 $A=\int [1+{\varphi'}^2(x)]^{\frac{1}{2}} dx$ для множества $x \in [l, x_1]$ и приравнивается к энергии упругой деформации $U_{\min}\{y\}$. Что касается самого функционала $U\{y\}$, описывающего потенциальную энергию деформации, то его зависимость (согласно общим принципам составления инвариантного относительно операции инверсии координат выражения для энергии) должна включать в себя квадрат кривизны *K*. Если коэффициент пропорциональности обозначить через α , то в соответствии

со сказанным можно записать выражение $U(y) = \frac{\alpha}{2} \int_{0}^{x_1} K^2 dx$, где точка x_1 - подвижная точка,

являющаяся проекцией точки Б на ось *x*, перемещающейся по некоторой линии $\varphi(x_1)$. Множитель $\frac{1}{2}$ введен из соображений удобства. В случае плоской кривой кривизна находится из простого выражения $K = \frac{y''}{(1 + {y'}^2)^{\frac{3}{2}}} = \frac{1}{R}$, где R(x) - радиус кривизны в некоторой точке с координатой (*x*, *y*), а

штрихи при у означают производные. В итоге $U(y) = \frac{\alpha}{2} \int_{0}^{x_1} \frac{{y''}^2}{\left(1 + {y'}^2\right)^3} dx$. Приведенный функционал позволяет нам автоматически написать уравнение Эйлера - Пуассона [2], имеющее вид,

DFMN-2009

- 729 -

 $G_{y} - \frac{dG_{y'}}{dx} + \frac{d^{2}G_{y'}}{dx^{2}} = 0$, где функция $G = \frac{y''^{2}}{(1 + y'^{2})^{3}}$. Или в результате решения уравнения получим $\frac{3y'y''}{(1 + y'^{2})^{4}} - \frac{y'''}{(1 + y'^{2})^{3}} = const$. Выберем постоянную интегрирования равной нулю. В результате получается уравнение $3y'y'' - y'''(1 + y'^{2}) = 0$. Подстановкой y' = z(y) оно легко решается и для новой функции z(y) получаем $z' = C_1 \frac{(1 + z^{2})^{\frac{3}{2}}}{z}$. И, наконец, имеем $(C_1 x + C_3)^2 + (C_1 y + C_2)^2 = 1$, где $C_{2,3}$ постоянные интегрирования. Это уравнение описывает семейство окружностей.

Найдем теперь уравнение движения точки Б. Поскольку она движется по некоторой заданной линии $\varphi(x)$, для ее определения следует решить вариационную задачу с подвижной границей для функционала общего вида $V(y) = \int_{0}^{x} G(x, y, y', y'') dx$.

Несложный анализ в духе монографии [2] приводит к следующему условию трансверсальности: $G + (G_{y'} - \frac{dG_{y'}}{dx}) (\phi' - y') + G_{y''}(\phi'' - y'') = 0$, где для краткости введены обозначения $G_{y'} = \frac{\partial G}{\partial y'}, G_{y''} = \frac{\partial G}{\partial y''}$.

Несложные выкладки приводят нас к простому дифференциальному уравнению второго порядка для определения линии движения конца стержня: $\phi'' - \frac{y''}{2} = 0$. Его решение будет $\phi(x) = \frac{y(x)}{2} + C_1 x + C_2 H$

С₂. Постоянные интегрирования находятся здесь из условий $\phi(l) = -0$, $\phi(x_1) = y(x_1)$.

Из уравнения $A = U_{min}$ находится коэффициент α , связанный с упругими свойствами стержня. Обычно полагают, что $\alpha = E J$, где J - момент инерции сечения стержня, причем $J = \int \xi^2 d\sigma$, здесь ξ - текущая координата сечения, а $d\sigma$ - его элемент площади. А потому модуль Юнга определится, какE

$$=\frac{4FR_0}{Jx_1(l-x_1)}$$

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Ландау Л. Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. М., 1987.
- 2. Эльсгольц Л.Э. Дифференциальные уравнения и вариационное исчисление. М., 1969.
- 3. Гладков С. О. Физика композитов: термодинамические и диссипативные свойства. М., 1999.



Рис. 1. Схематическое изображение деформации упругого стержня заданной длины l, при нагружении силой **F**. Стержень жестко заделан с одной стороны в точке A. Относительно функций y(x) и $\varphi(x)$ все комментарии см. в тексте.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В НАПРЯЖЕННОМ НЕЛИНЕЙНО УПРУГОМ ТЕЛЕ ПО СПЕКТРУ И ЗАТУХАНИЮ ЗВУКОВЫХ ВОЛН Гончарук В.А.¹, Кухаренко Ю.А², Сбойчаков А.М.²

¹ Россия, МГУ им. М.В. Ломоносова, vya-goncharuk@yandex.ru;

² Россия, Институт физики Земли РАН

CALCULATION OF DEFORMATIONS IN STRESSED NONLINEAR ELASTIC BODY USING SPECTRUM AND ATTENUATION OF ACOUSTIC WAVES

Goncharuk V.A., Kukharenko Yu.A., Sboychakov A.M.

We consider nonlinear dynamics of random inhomogeneous elastic medium. By random inhomogeneous media we mean composite materials, granular materials, porous rocks with chaotic components distribution.

Assuming Landau-Lifshitz approach as a basis we generalized it for nonlinear random inhomogeneous elastic medium. Here we consider general anisotropy, without any symmetry. In this article we considered effect of inherent stresses and finite deformations on medium oscillations. Equations of wave propagation near stressed area are derived. As a result of medium random inhomogeneity these equations describe not only wave propagation but also all multiple reflections from inhomogeneities.

For averaging in this work we have used Feynman diagram technique. This technique makes it possible to derive precise equation for average elastic field. Kernel of this integro-differential equation directly defines velocities of P- and S- waves. These velocities depend on inherent stresses and our approach allows approximate calculation of this dependence. In inverse case one can use experimental velocities of sound in areas with stresses near to critical for material breaking. Using these velocities state of stressed medium can be defined and it's effective parameters.

Аннотация

Исследуется нелинейная динамика случайно неоднородной упругой среды. Под случайно неоднородными средами мы понимаем композиционные материалы, гранулированные материалы, пористые горные породы с хаотическим расположением компонент.

Взятый за основу подход Ландау-Лифшица мы обобщили на анизотропную нелинейную случайно неоднородную упругую среду. Анизотропия рассматривается общего вида, без каких-либо симметрий. Рассмотрено влияние начальных напряжений и деформаций на колебания среды. Получены уравнения распространения волн в окрестности напряженной области. Эти уравнения вследствие случайной неоднородности среды описывают не только распространение волн, но содержат и все многократные отражения волн от неоднородностей.

Для усреднения используется диаграммная техника Фейнмана. Она позволяет получить точное уравнение для усредненного упругого поля. Ядро этого интегро-дифференциального уравнения определяет скорости продольной и поперечных волн. Наш подход позволяет приближенно вычислить зависимость этих скоростей от начальных напряжений. В обратном случае, экспериментально измеряемые скорости звука в окрестности больших напряжений позволяют определить состояние напряженной среды и ее эффективные параметры.

Метод

Для описания движения используются уравнения движения упругой среды в модели Ландау-

Лифшица:
$$\rho \frac{\partial^2}{\partial t^2} u_i = \frac{\partial \sigma_{ik}}{\partial x_k} + f_i$$
.

При этом деформации и напряжения рассматриваются нами как случайные функции координат. Случайность обусловлена тем, например, что рассматриваемая среда содержит поры, трещины или же хаотические включения иных компонент.

Компоненты несимметричного тензора напряжений Пиолы-Кирхгофа σ_{ik} определяются

производными упругой энергии по дисторсии
$$\frac{\partial u_i}{\partial x_k}$$
 . Для упругой энергии, в свою очередь

используется общий вид в третьем приближении: $\varepsilon = \varepsilon_0 + \frac{1}{2}C_{mnpq}^{(1)}u_{mn}u_{pq} + \frac{1}{6}C_{mnpqrs}^{(2)}u_{mn}u_{pq}u_{rs}$, где

 $C^{(1)}, C^{(2)}$ - произвольные тензоры со случайными компонентами.

DFMN-2009

Подставив эти выражения в исходные уравнения, мы получим нелинейные уравнения для вектора смещения.

Далее, деформацию мы представляем как сумму статической и динамической случайной составляющих. Используя это представление в уравнениях движения и линеаризуя их относительно динамической составляющей \vec{u}^1 , получаем уравнения, коэффициенты которых зависят как от характеристик среды так и от статических деформаций \vec{u}^0

$$\rho \frac{\partial^2 u_i^1}{\partial t^2} = \frac{\partial}{\partial x_k} \left[\sum_{n,m} C_{iknm}(\vec{u}^0) \frac{\partial u_n^1}{\partial x_m} \right] + f_i^1$$

В целях получения уравнения для усредненного смещения, мы переходим к рассмотрению уравнения для функции Грина G ($\vec{u} = G \cdot \vec{f}$) и усреднению этого уравнения. Для работы с возникающими при усреднении бесконечными рядами нами используется диаграммная техника, возникшая в работах Фейнмана по квантовой теории поля.

Результаты

В результате мы получаем точные уравнения для функции Грина и динамической случайной составляющей деформации. В частности уравнение для функции Грина выглядит следующим образом:

$$G_{ik}(t,\vec{x},t',\vec{x}') = G_{0,ik}(t,\vec{x},t',\vec{x}') + \int G_{0,ij}(t,\vec{x},t_1,\vec{x}_1) \Sigma_{jl}(t_1,\vec{x}_1,t_2,\vec{x}_2) G_{lk}(t_2,\vec{x}_2,t',\vec{x}') dt_1 dt_2 d\vec{x}_1 d\vec{x}_2$$

 G_0 - функция Грина задачи со средними коэффициентами. Корреляционный оператор Σ

выражается через корреляционные функции компонент тензоров $C^{(1)}, C^{(2)}$ всех порядков. Выбирая в этом ряду конечное количество слагаемых, можно получать уравнения требуемой точности.

В квазиоднородном случае, когда характерные пространственные изменения поля статических деформаций много больше длины звуковой волны, все функции, входящие в полученные уравнения для функции Грина, можно считать зависящими от разности координат. В этом случае с помощью преобразования фурье это вообще-то интегральное уравнение сводится к алгебраическому

$$(G_0^{-1} - \Sigma) \cdot G = 1$$

Полюса функции Грина, определяемые из этого уравнения, задают спектр и затухание звуковых волн в произвольной среде, анизотропия которой определяется приложенными статическими напряжениями. Частоты и затухание упругих волн являются в этом случае функциями тензора

дисторсии $\frac{\partial u_i^0}{\partial x_k}$. Эта зависимость позволяет по измеренному спектру малых колебаний определить

напряженное состояние среды.

КОНТРОЛЬ НАПРЯЖЕННО-ЛЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ОПЕНКА РЕСУРСА ОБОРУДОВАНИЯ И КОНСТРУКЦИЙ В СТАНДАРТАХ РОССИИ

Дубов А.А.

Россия, ООО «Энергодиагностика», mail@energodiagnostika.ru

METAL COMPONENTS' AND STRUCTURES' STRESS-STRAIN STATE CONTROL AND LIFETIME ASSESSMENT IN RUSSIAN STANDARDS

A.A.Dubov

At present all leading diagnostic centers of the world are occupied with the problem of stress and strain measurement in working structures with the purpose of their state assessment. However it is known that the effectiveness of the inspection methods remains low when they are used in practice. Improvement of the effectiveness of the stress-strain state (SSS) control of technical objects during their lifetime assessment takes on special significance.

The following should be noted among the main organizational-technical problems of the SSS control:

the lack of the metrological basis for certification and calibration of devices for measurement of products' SSS characteristics (till date there are no unified standards, specimens and techniques both in Russia and other countries);

- the lack of standards specifying the general requirements to the methods and devices for NDT of stresses and strains in real structures.

For the first time such standard was developed in Russia by the experts of Energodiagnostika Co. Ltd. and it was published in 2005. The number of the Standard is GOST R 52330-2005 and its title is "Non-destructive testing. Stressstrained state tests on industrial objects and transport. General requirements". It is known that stress concentration zones (SCZs), occurring due to manufacturing process defects, working loads or

their combinations, are main sources of metal components damaging.



Fig.1. Block diagram of the residual lifetime determination of potentially dangerous objects being under control of the Russian Technical Supervision Body (Rostechnadzor).

Presence of SCZs both on new and used products sufficiently reduces their life. Therefore inspection of products' stress-strained state and SCZs detection using the non-destructive testing devices are presented in the standard as the most important task during the SSS control.

In 2005 the experts of Energodiagnostika Co. Ltd. developed the draft of the National Standard "Lifetime assessment of potentially dangerous objects based on the quick methods. General requirements". This standard was officially published in 2008 under the number GOST R 53006-2008.

Fig.1 presents the block diagram of the residual lifetime determination of potentially dangerous objects being under control of the Russian Technical Supervision Body (Rostechnadzor).

Ouick methods refer to passive NDT methods, which use the internal energy of the structures' metal:

the method of acoustic emission (AE);

the metal magnetic memory (MMM) method;

thermal inspection.

At present these methods are most widespread in practice for the purposes of early diagnostics of damages in metal components and structures.

This standard specifies more specifically the role and the tasks of modern methods of technical diagnostics, namely -100% inspection and detection of stress concentration zones (SCZs), determining reliability and residual lifetime of metal components and structures, classification of SCZs by the degree of their hazard.

It is suggested to carry out calibration strength calculations with residual lifetime assessment for SCZs being in operation, taking into account the actual structural-mechanical properties of the metal, detected during the inspection.

Проблемой измерений напряжений и деформаций в работающих конструкциях с целью оценки их состояния в настоящее время занимаются все ведущие диагностические центры мира. Однако известно, что эффективность методов контроля напряжений остается низкой при их использовании на практике. Особое значение приобретает повышение эффективности контроля напряженно-деформированного состояния (НДС) технических объектов при оценке их ресурса.

Среди основных организационно-технических проблем контроля НДС следует отметить:

отсутствие метрологической базы для сертификации и поверки средств измерений характеристик
 НДС изделий (до сих пор в России и других странах нет единых эталонов, образцов и методик);

- отсутствие стандартов, излагающих общие требования к методам и средствам НК напряжений и деформаций в реальных конструкциях.

Впервые такой стандарт подготовлен в России специалистами ООО «Энергодиагностика» и опубликован в 2005 году. Стандарт имеет номер ГОСТ Р 52330-2005 и называется «Контроль неразрушающий. Контроль напряженно-деформированного состояния объектов промышленности и транспорта. Общие требования».

Известно, что основными источниками повреждений оборудования и конструкций являются зоны концентрации напряжений (ЗКН), обусловленные технологическими дефектами изготовления, рабочими нагрузками или их сочетаниями.

Наличие ЗКН как на новых изделиях, так и на изделиях, бывших в эксплуатации, значительно снижает их ресурс. Поэтому контроль напряженно-деформированного состояния изделий и определение ЗКН с использованием средств неразрушающего контроля представляется в стандарте наиболее важной задачей при контроле НДС.

В 2005 году специалистами ООО «Энергодиагностика» был подготовлен проект национального стандарта «Оценка ресурса потенциально опасных объектов на основе экспресс-методов. Общие требования». В 2008 году этот стандарт официально опубликован под номером ГОСТ Р 53006-2008.

На рис.1 представлена структурная схема определения остаточного ресурса потенциально опасных объектов, подконтрольных Ростехнадзору.

К экспресс-методам отнесены пассивные методы НК, использующие внутреннюю энергию металла конструкций:

метод акустической эмиссии (АЭ);

метод магнитной памяти металла (МПМ);

тепловой контроль.

Эти методы получили в настоящее время наибольшее распространение на практике для ранней диагностики повреждений оборудования и конструкций.





В данном стандарте более конкретно определены роль и задачи современных методов технической диагностики – 100% обследование и выявление зон концентрации напряжений (ЗКН), определяющих надежность и остаточный ресурс оборудования и конструкций, классификация ЗКН по степени их опасности.

Поверочные расчеты на прочность с оценкой остаточного ресурса предлагается выполнять для ЗКН, остающихся в эксплуатации, с учетом фактических структурно-механических свойств металла, выявленных при обследовании.

РАЗРАБОТКА ЛАЗЕРНО-ИНТЕРФЕРОМЕТРИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННОЙ ДИАГНОСТИКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ Дубров М.Н., Александров Д. В.

Россия, Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, mnd139@ire216.msk.su

DEVELOPMENT OF LASER INTERFEROMETER TECHNIQUES FOR SPACE-TEMPORAL DIAGNOSTICS OF NANOSTRUCTURE MATERIALS

Dubrov M. N., Aleksandrov D. V.

Abstract. The laser interferometer technique with noise level up to 1 pm is presented. It is based on a precise interference fringe measuring servo-system with wide range displacement linearity. The r.m.s. deviation of displacement-to-voltage transform factor is below 1% in the range of $\pm 10^5$ periods of the interference pattern shifts. The examples of precise interferometer applications to nanotechnology measurements are shown.

При создании новейших образцов оборудования для исследования структуры, процессов деформации и разрушения материалов и наноматериалов требуется применение эффективных методов диагностики и разработка соответствующего метрологического обеспечения проводимых работ. Поверхностное и объемное преобразование структуры твердых тел на наноуровне приводит к существенным изменениям их механических и физических параметров. При этом степень повышения служебных свойств создаваемых материалов зависит от правильного выбора условий и пространственно-временных масштабов процесса наноструктурирования. Такой выбор возможен только при наличии эффективных методик контроля и соответствующих инструментов. Важной задачей в этом направлении является создание приборной метрологической основы для измерения длин и перемещений в нанометровом и субнанометровом диапазонах. Адекватные средства контроля и верификации результатов необходимы для обеспечения структурных исследований материалов и наноматериалов, проводимых как с помощью электронных микроскопов, так и с применением сканирующих атомно-силовых и туннельных микроскопов.

В настоящее время наиболее эффективными инструментами при измерении длин и перемещений объектов являются высокоточные лазерно-интерферометрические приборы, которые до сих пор являются непревзойденными при воспроизведении и измерении одной из главных физических величин – метра. По решению Международной палаты мер и весов для определения стандарта длины – метра в системе физических единиц рекомендованы выделенные линии излучения газовых лазеров (см., например, [1]). Для перенесения этих точно известных микронных и субмикронных длин волн света в метровый масштаб длин и перемещений используется лазерно-интерферометрическая технология. Современные методы лазерной интерферометрии, позволяющие при измерениях оперировать не только целыми, но и дробными долями волны света [2], являются, таким образом, наиболее подходящим инструментом для точного перенесения стандарта длины в нанометровую и субнанометровую область.

Функциональная схема экспериментального стенда для исследования структуры, процессов деформации и разрушения материалов и наноматериалов приведена на рис.1.



Испытуемый образец (1), подвергающийся внешнему воздействию (2), «бесконтактно» связан с диагностическим оборудованием лазерным интерферометром (3) и блоком обработки данных (4). Испытуемый образец собой (1)может представлять наноструктурированный материал или любой другой объект, на который воздействуют внешние силы, тепловые, электрические или другие физические поля (2). Для диагностики используется лазерный интерферометр (3),снабженный

оригинальным широкодиапазонным регистрирующим устройством с рекордно низким уровнем собственных шумов [3]. Устройство основано на применении высокоточной следящей системы с отрицательной обратной связью, осуществляющей непрерывную регистрацию сдвигов интерференционных полос и обладающей линейностью в широком диапазоне перемещений. Среднеквадратичное отклонение коэффициента преобразования смещения в напряжение составляет

менее 1 % в диапазоне $\pm 10^5$ периодов интерференционной картины.

Нами разработан ряд модификаций следящей системы с исполнительным механизмом в виде зеркального дефлектора и дискриминатором положения интерферограммы на основе периодической структуры (отражающей решетки, фотодиодной матрицы и др.) Диапазон частот следящей системы определяется стабильностью и быстродействием дефлектора и может составлять от 10^{-5} Гц до 10^4 Гц. Диапазон отклонения дефлектора в режиме непрерывного слежения задается числом штрихов решетки. При достижении экстремальных значений диапазона осуществляется автоматический перенос начала отсчета в нулевое (среднее) положение, а специальная программа линеаризации результатов измерений, выполняемая блоком обработки данных (4), расширяет диапазон регистрации сдвигов интерферограммы практически неограниченно. Для работы системы в нанометровом диапазоне перемещений нами используется метод кратного деления периода интерферограммы на целое число N =2,4,16, При этом диапазон непрерывно отображаемых сдвигов также уменьшается в N раз, однако общая величина измеряемой длины или перемещения по-прежнему определяется программой линеаризации в блоке (4). На рис.2 приведена иллюстрация работы системы в нанометровом диапазоне регистрируемых перемещений. При коэффициенте деления N=160 указанный диапазон составляет ±2 нм при длине волны используетого лазера 633 нм.



Рис. 2

Рис. 3

Отображаемые на аналоговой записи разрывы величиной ±2 нм (рис.2а), соответствуют автоматическим переносам начала отсчета и устраняются на стадии цифровой обработки регистрируемого сигнала. Видно, что уровень сейсмических и вибрационных помех при выполнении данной серии измерений составляет порядка 0,1 нм (рис.2б). Нами экспериментально показано [3], что собственные шумы созданного устройства могут быть уменьшены до рекордно низкого уровня – до 1 пм или 10⁻¹² м при сохранении широкого диапазона измеряемых длин и перемещений.

На рис.3 представлен пример использования разрабатываемого нами лазерноинтерферометрического метода для исследования пьезокерамических материалов, применяемых при создании пьезомашин в наноструктурной диагностике. При тестировании пьезоэлектрических преобразователей, изготовленных из материала ЦТС-19, была установлена зависимость величины гистерезиса относительного удлинения от величины прикладываемого электрического напряжения. Если наблюдаемая нелинейность коэффициента преобразования составляет 20-50% при максимальной величине управляющих напряжений 200-300 В, то при амплитудах управляющего напряжения ниже 10 В (рис.3) нелинейность коэффициента преобразования уменьшается до 2-3%.

Представленные лазерно-интерферометрические методы могут быть использованы для диагностики структурно-физических параметров наноразмерных материалов и покрытий. Среди таких направлений: измерение коэффициентов упругости, теплового расширения, электро- и магнитострикции, изучение нелинейных свойств пьезомашин, используемых в нанотехнологиях. Благодаря применению широкополосной системы регистрации эти методы могут быть использованы для изучения нелинейных деформаций и других физических явлений, предваряющих процессы разрушения материалов и наноматериалов.

Литература:

- 1. Крылов П.С., Привалов В.Е. Письма в ЖТФ, т.31, N5, 2005, с.7-14.
- 2. Кирьянов В.П. Известия Академии наук, Серия физическая, 1999, т.63, N6, с.1110-1116.
- 3. Dubrov M.N., Medvedev P.V. Accurate laser interferometer system for displacement measurements with 1 pm resolution, CAOL 2008, 4th International Conference on Advanced Optoelectronics and Lasers, September 29-October 4, 2008, Alushta, Crimea, Ukraine, p.165-167.

МЕТОД ВЫСОСКОРОСТНОЙ ФОТОРЕГИСТРАЦИИ ДВИЖЕНИЯ ТЕЩИНЫ

Дьяконов А.Х., Семенов Х.Н.*, Семенов Я.С., Мыреев Н.В. Россия. Якутск. Якутский государственный университет

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН* E-mail: yansemenov@mail.ru

METHOD OF THE HIGH SPEED FOTOREGISTRATION ON CRACK MOVING A.H.Ddiakonov, H.N. Semenov, Yan S. Semenov, N.V. Mireev

We are investigated samples with one side cut on method of the high fotoregistration on crack moving on distinction tensile and temperature. We are estimated relocation time - $1,25x10^{-6}$ sec..

Введение. Проблема концентрации напряжений в деформируемом упругом теле с различного рода концентраторами напряжений является весьма актуальной. Например, сварные швы машин и механизмов, работающих в условиях Крайнего Севера [1-5].

В зависимости от концентрации напряжений скорость развития трещины будет зависеть от величины страгивающего напряжения, температуры, скорости нагружения, инкубационнорелаксационных процессов и т.д.

Метод и методика эксперимента. Для выявления характера инкубационно-релаксационных процессов и скорости разрушения при трех точечном ударном изгибе проведены испытания образцов из оргстекла ТОСП ГОСТ 17622-72 (160х40х5 мм).

Испытания проводились на установке со специальной оснасткой, предназначенной для 3точечного изгиба плоских образцов с одним боковым надрезом (ОБН). Конструктивная схема для 3точечного изгиба образцов с ОБН, сосредоточенной силой в условиях импульсного нагружения представлена на рис. 1. На концах нагружающих валов 1, 2 растяжения посажены втулки 3, которые являются головками стержней 4 с резьбами. Стержни 4 упираются жестко на силовую стенку криокамеры. Прямоугольная силовая балка 5 устанавливается с помощью пазов на стержни 4 и на определенном расстоянии от испытываемого образца 10 фиксируется жестко с помощью контргаек 6. Образец устанавливается между тремя точками АВС и фиксируется с помощью болтов 7, 8 и контргаек 6, 9. Расстояние между точками В и С фиксированное и равно 120 мм. Точная юстировка установки испытываемого образца производится через оптическую систему скоростного фоторегистратора СФР-1.



Рис. 1. Конструктивная схема трехточечного изгиба образца с ОБН, сосредоточенной силой в условиях импульсного нагружения

Для проведения экспериментов по изложенной методике образцы с ОБН подвергались импульсному ударному изгибу с энергией ударника $4,5 \cdot 10^{-2}$ и $13,5 \cdot 10^{-2}$ Дж. Перемещение вершины надреза образца, т.е. упругое перемещение образца в процессе нагружения. Зависимость, показывающая упругое перемещение во времени в процессе нагружения ударным изгибом, приведена на рис. 2.а, где кривые 1 и 2 – сплошные линии, иллюстрирующие упругие перемещения образца вместе с ударником. Пунктирными линиями представлены перемещения двух половинок образцов в процессе разрушения (ударник отстал от образца) соответственно при энергиях удара $4,5 \cdot 10^{-2}$ и $13,5 \cdot 10^{-2}$ Дж.



Рис. 2. Упругое деформирование образца с ОБН в условиях импульсного нагружения изгибом: а – зависимость упругой податливости образца с ОБН во времени при энергиях удара $W_{\rm b} = 4,5 \cdot 10^{-2}$ и 13,5 · 10⁻² Дж (звездочками обозначены начала страгивания магистральной трещин); б – зависимость пути распространения магистральной трещины от времени при тех же энергиях удара.

Как видно из этой зависимости, максимальное упругое перемещение образца завершается за 8-10 мкс после некоторого промежутка времени с момента подачи импульса тока на индуктор. Магистральная трещина страгивается по завершении этого этапа. Например, при энергии удара $13,5\cdot10^{-2}$ Дж. она страгивается по достижении максимального упругого перемещения (f = 0,8 мм) и пересекает всю ширину образца. За это время две половинки образца успевают переместиться всего лишь на величину 0,12 мм (пунктирные линии между двумя звездочками на рис. 2, кривая 2), т.е. значительно меньше против величины, равной 1,12 мм, достигнутой при энергии удара $4,5\cdot10^{-2}$ Дж. (рис. 2, кривая 1). Это доказательно свидетельствует, что вся потенциальная упругая энергия, накопленная в образце от удара энергией $13,5\cdot10^{-2}$ Дж. расходовалась на разрушение. Следовательно, достигнутая экспериментальным путем скорость разрушения характеризовала процесс освобождения упругой энергии деформации. Напротив, энергия удара $4,5\cdot10^{-2}$ Дж. расходовалась на приобретение образцом потенциальной упругой энергии деформации, которая расходовалась на разрушение и на перемещение двух половинок образца после разрушения (ударник перемещается вместе с разрушающимся образцом).

Зависимости диаграммы развития разрушения во времени представлены на рис. 2.б. Показано, что при 3-точечном ударном изгибе образца с одним боковым надрезом на конечной стадии его разрушения велико влияние местных напряжений сжатия от реакции импульсного воздействия бойка, вследствие чего с определенного минимального расстояния от свободной поверхности образца траектория магистральной трещины изменялась, обходя область сжатия на завершающем этапе процесса разрушения. На рис. 2.а, в на конце кривых эти точки обозначены звездочками.

Анализ показал, что скорость трещины, равная 250 м/с при энергии удара $13,5 \cdot 10^{-2}$ Дж. на 1,65 раза меньше теоретической скорости поперечной упругой волны, вычисленной по модулю упругости ($E_{u32} = 288 \text{ кг/мм}^2$), и на 1,85 раза меньше теоретической скорости поперечной упругой волны, вычисленной по модулю упругости ($E_{pac} = 361 \text{ кг/мм}^2$) одноосного растяжения образца. Выводы. Таким образом, предлагаемый метод позволяет «визуально» отслеживать развитие трещины, определять реальную скорость движения трещины, процессы развития трещины и т.д.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. Ободан Н.И., Железко И.П., Прокопало Е.Ф. О влиянии неоднородностей напряженного состояния на процесс разрушения // Проблемы прочности 1992, № 2 С. 67-71.
- Котречко С.А., Мешков Ю. Я., Меттус Г.С. Влияние поля напряжений на механическое состояние и закономерности разрушения поликристаллических материалов // Мех. и физ. Разрушения хрупких материалов / АН УССР Ин-т материаловедения. - Киев, 1990. - С. 46-49.
- 3. Бернштейн М.Л. Прочность стали. М.: Металлургия, 1974.- 200 с.
- 4. Броек Д. Основы механики разрушения. М.: Высш. Школ., 1980.- 368 с.
- 5. Ларионов В.П., Семенов Я.С. Физические основы вязкохрупкого перехода низколегированных сталей и сплавов железа.- Новосиб-к: Наука, 1992.-171с

ТПОТТКОМ «Разницу можно измерить» ФОТОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД ОЦЕНКИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ Ермишкин В.А.,* Мурат Д.П., **Тамайо П., ИМЕТ РАН, *МИЭМ, Москва, Россия; **ИПН, Мехико, Мексика

PHOTOMETRIC METHOD OF EVALUATING THE METALS STRESS-STRAINED STATE Yermishkin V.A., Murat D.P., Tamayo P.

In the present work has been done by the photometric analysis of structural evolution of a samples surface of a deformed corrosion-proof duplex steel 2205MFA. As a result of the spent researches it was possible to establish the one-to-one correspondence of mechanical and structural parametres of a steel 2205MFA

В работах [1-2] нами было показано, что в результате деформирования на поверхности исследуемых образцов изменяется шероховатость, что приводит к заметному изменению спектров яркости отражения. Эффекты такого рода были известны и ранее, но средством обнаружения их был анализ профилограмм. Для совместного анализа структуры поверхности и спектров отражения от нее был разработан программно-аналитический комплекс, названный фотометрическим анализатором структурных изображений (ФАСИ). В настоящей работе этот комплекс был использован для анализа структурной эволюции поверхности образцов нержавеющей дуплексной стали 2205MFA, которые были продеформированы на универсальной испытательной машине У10-10 со скоростью $\dot{\epsilon} = 8,33 \times 10^{-4}$ 1/с.

έ = 8,33×10⁻⁴ 1/с. Часть образцов была доведена до разрушения, другая часть получила различные малые деформации, не превышавшие 3%. Интегральные оценки изменения структурного состояния образцов в результате деформирования на их поверхности были получены методом ФАСИ. Для этого одни и те же участки поверхности рабочей части образнов до и после деформации фотографировалась цифровой фотокамерой. После введения в компьютер кодированных цифровых изображений, они подвергались обработке по специальной программе, которая воспроизводила спектр яркости отражения от исследуемой поверхности, строила разностные спектры яркости, показывающие изменения отражающей способности исследуемой поверхности образца в результате пластической деформации. В результате было установлено, что на поверхности образцов: 1) происходило существенное увеличение спектральной плотности яркости отражения в интервале спектра с повышенной поглощающей способностью видимого света; 2) существенно снижалась спектральная плотность яркости отражения в интервалах спектра с повышенной отражающей способностью видимого света ; 3) максимумы спектров отражения после деформации смещались в сторону зоны с повышенным поглощением; 4) поврежденность поверхности образцов повышалась с ростом деформирующих напряжений. На рис.1 показано распределение по размерам микроячеек поверхности с высокой степенью поврежденности. Экспериментальное распределение микроячеек по размерам достаточно близко к нормально-логарифмическому распределению с тем же среднем размером и дисперсией.





Для количественной оценки структурной поврежденности поверхности образцов нами был введен параметр D_s , который дает количественную меру изменения отражающей способности в виде

соотношения:

$$D_{s} = \frac{p_{i}(\epsilon) - p_{i}(0)}{p_{i}(0)}$$
(2)

DFMN-2009

где:p_i(ε)- спектральная плотность отражения видимого света в зоне спектра яркости с повышенным поглощением на i-том участке поверхности после деформации образца «ε»;

 $p_i(0)$ - тоже до начала деформирования образца. Введение количественной меры для оценки структурных изменений на поверхности деформированных образцов позволило определить значения коэффициентов корреляции ($C_{\sigma D}$) между массивами данных о величине локальных напряжений и соответствующих им значениях структурного параметра. Оказалось, что $C_{\sigma D}$ между пределом упругости (σ_e), пределом текучести и максимальным напряжением деформирования и D_s для проведенной серии экспериментов близки к единице. Высокие значения коэффициентов корреляции явно указывало на возможность аналитического описания взаимосвязи действующих напряжений с обобщенным структурным показателем D_s . В результате проведенных исследований было найдено графическое представление этой взаимосвязи в виде линейной зависимости в координатах « $D_s \cdot ln \sigma_{s}$ ». Ее пример для случая максимальных напряжений показан на рис.2. Аналитически, полученную

графическую зависимость, можно выразить формулой: $\sigma = A \cdot \exp \left| \frac{B}{D} \right|$ (3)

где: А и В- константы материала, определяемые из экспериментов.



Рис.2.Зависимость $D_s \cdot \ln \sigma_b = f(D_s)$

Аналогичные графики были построены для пределов упругости и пределов текучести. Параметры этих линейных зависимостей были найдены по методу наименьших квадратов, их значения приведены в таблице №4.

Таблица №4. Параметры формулы (3), связывающей механические характеристики стали со структурными.

Напряжения	lnA,MPa	B, MPa	A,MPa	
σ, MPa	6,931905	0.085064	1045,097	
σ _e , MPa	6,931905	0,068433	1024,444	
σ _{0,2} , MPa	6.927402	0,06179	1019,841	

Экспериментальная проверка формулы (3) показала, что ее предсказания находятся в хорошемсогласии с результатами эксперимента (по формуле $\sigma_b = 1538,43$ МПа, из эксперимента $\sigma_b = 1557,72$ МПа). Таким образом, в результате проведенных исследований удалось установить взаимнооднозначное соответствие механических и структурных параметров стали 2205MFA.

Литература

1. 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.

2. 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.

ФОТОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД ОЦЕНКИ УСТАЛОСТНОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Ермишкин В.А.,* Мурат Д.П., Лепешкин Ю.Д., **Овчинников И.Н.

ИМЕТ РАН, *МИЭМ, **МГТУ, Москва, Россия

PHOTOMETRIC METHOD OF EVALUATING THE METALS FATIGUE BEHAVIOR Yermishkin V.A., Murat D.P., Lepeshkin Yu.D., Ovchinnikov I.N.

Application of the photometric analysis of structural damageability of materials for an estimation of structural degradation of materials at cyclic loadings sharply reduces the volume of fatigue tests necessary for construction of curve weariness. Under the special program from them spectra of brightness of reflexion of visible light before test act in film and the estimation of their change in result of test becomes.

Усталостное разрушение представляет собой кинетический процесс накопления повреждений по действием циклических нагрузок. Кривая усталости ограничивает величину напряжений, ниже которой усталостное разрушение невозможно в течение заданного промежутка времени [1]. Впервые процесс суммирования усталостных повреждений предложил Майнер [2] в связи с задачей оценки поврежденности образца, испытанного при ступенчатом изменении циклических нагрузок. Им было предложено уравнение, определяющее предел циклической повреждаемости в виде:

$$\sum_{i=1}^{n} \frac{N_{\sigma i}}{N_{\sigma r}} = 1 \qquad (1)$$

Фактически уравнение (1) вводит функцию циклической повреждаемости материала $\varphi(N)$ и граничные условия, которым она должна удовлетворять. Функция $\varphi(N)$ записывается как: $\varphi(N) = \frac{N_{\sigma i}}{N_{-}}$, а ее граничные условия как: $\varphi(0) = 0$; $\varphi(N_r) = 1$.

Здесь под N_{бі}- понимается число циклов на i-той ступени испытания при амплитуде напряжений σ_i , количество циклов испытания при этой амплитуде напряжений, доводящее образец до разрушения обозначено через N_{бг}. Оказалось, что результаты суммирования поврежденности по уравнению (1) зависят от характера чередования амплитуд напряжений. Так, при возрастающей последовательности амплитуд напряжений суммарная поврежденность материала по Майнеру при разрушении оказывалась больше 1, при убывающей меньше 1. При этом интервал изменения суммарной поврежденности лежал в довольно широких пределах: $0.25 < \sum_{i=1}^{n} \frac{N_{\sigma i}}{N_{\sigma r}} < 4$ [3]. Пари случайном

чередовании циклических нагрузок этот интервал лежал в пределах $0.6 < \sum_{i=1}^{n} \frac{N_{\sigma i}}{N_{\sigma r}} < 1.6$. В работе [4]

был предложен принцип суммирования усталостной поврежденности материалов, основанный на концепции кинетической теории прочности [5] и на аналитическом описании кривых усталости уравнением вида:

$$\sigma(t) = \sigma_R + \frac{B}{\sqrt{t_r}}$$
(2)

где: σ_R – предел выносливости при асимметрии цикла R, B- константа материала, определяемая из экспериментов, t_r –время до разрушения образцов. Это позволило записать функцию

повреждаемости материала в виде: $\varphi(t) = t \cdot \exp\left[-\frac{(\sigma - \sigma_R)}{B}\right]^2$ (3)

При подстановке (2) в формулу Журкова С.Н.[5] удается получить формулу для энергии активации усталостного повреждения материалов и обобщить формулу (3) на случай испытаний при повышенных температурах. Существенным недостатком подходов к оценке усталостной повреждаемости по данным испытаний на усталость является необходимость проведения полного цикла испытаний для построения кривой усталости. Применение фотометрического анализа структурной повреждаемости материалов для оценки структурной деградации материалов при циклических нагрузках не только существенно ускоряет время для ее определения, но и резко снижает объем усталостных испытаний, необходимый для построения кривой усталости. Физические основы метода и его применение для построения кривых усталости по данным малой серии

DFMN-2009

испытаний образцов (2-4 образца) были рассмотрены в ряде публикаций [6,7]. Здесь мы остановимся только на оценке степени структурной поврежденности материалов при усталостных испытаниях. Рабочая часть плоского образца для испытания на усталость по схеме консольного изгиба до и после испытания мысленно разбивается на 14 фрагментов, каждый из которых фотографируется в цифровом коде и их изображения вводятся в компьютер. По специальной программе с них снимаются спектры яркости отражения видимого света до и после испытания и делается оценка их изменения в результате испытания. В качестве количественной меры поврежденности (D_s) остальных фрагментов принимается отношение изменений спектральной плотности яркости отражения і-тых фрагментов в зоне с повышенным поглощением к ее изменению на разрушенном фрагменте согласно формуле:

$$D_{s} = \frac{a_{i}(t_{r}) - a_{o}(0)}{a_{\max}(t_{r}) - a_{o}(0)} \quad (4)$$

где: $a_i(t_r)$ –средняя спектральная плотность яркости отражения в зоне спектра с повышенным поглощением видимого света i-того фрагмента, $a_{max}(t_r)$ – то же самое. Но на определенное на разрушенном фрагменте, $a_0(0)$ – то же самое, но определенное до начало испытаний и усредненное по всей рабочей поверхности образца. На рис.1 показано распределение спектральной плотности яркости отражения усталостного образца стали 08КП по длине образца.



Рис.1 Изменение спектральной плотности яркости отражения образца стали 08КП-7 в зоне повышенного поглощения в зависимости от амплитуды напряжения

Литература

- 1. В.Ф. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов. М.: Интермет инжиниринг. 2002. 287 с.
- 2. M.A.Miener Cumulative damage in fatigue. // Jor. Appl. Mech. 1945 v.12. №9. P.159-164.
- 3. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях, анализ, предсказание, предотвращение. М.: Мир. 1984, 624 с.
- 4. Новиков И.И., Ермишкин В.А. Микрпомеханизмы разрушения металлов. М.: Наука. 1991. 366 с.
- 5. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е.Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука. 1974. 560 с.
- 6. 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
- 7. 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.

ФОТОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД АНАЛИЗА КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ВТ-20 ПО ДАННЫМ ЭКСПЕРИМЕНТОВ IN SITU В ВЫСОКОВОЛЬТНОМ ЭЛЕКТРОННОМ МИКРОСКОПЕ Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Томенко А.К. ИМЕТ РАН, Москва, Россия

PHOTOMETRIC METHOD OF THE ANALYSIS OF THE KINETICS OF VT-20 ALLOY DESTRUCTION TO THE DATA OF THE EXPERIMENTS IN SITU IN THE HIGH-VOLTAGE ELECTRON MICROSCOPE Yermishkin V.A., Kulagin S.P., Tomenko A.K.

Examples of the successful application of high-voltage electron microscope and technique of the experiments in situ to the tasks of this type are a whole series of the results, obtained in the laboratory of physical methods studies and electron microscopy of IMET. This results can be improved by the help of the photometric method of analysis for the investigation of the kinetics of the propagation of microscopic cracks in the titanium alloy VT -20.

Метод in situ в высоковольтной электронной микроскопии (ВЭМ) является наиболее мощным средством изучения комплекса вопросов, возникающих при разработке новых конструкционных материалов и выборе оптимальных технологических обработок существующих металлов и сплавов. Предметом его исследования является не собственно структура материалов, а процессы ее эволюции при внешних воздействиях любой физической и химической природы т.е микромеханизмы элементарных процессов структурных и фазовых превращений. Примерами успешного применения ВЭМ и техники экспериментов in situ к задачам такого рода являются целый ряд результатов, полученных в лаборатории физических методов исследования и электронной микроскопии ИМЕТ им. А.А. Байкова в конце 80-ых годов минувшего столетия. В их числе следует назвать: дислокационно - сдвиговый механизм зарождения и роста трещин в кристаллических материалах, аморфизацию углеграфитовых материалов в потоке высокоэнергетических электронов, установление факта ускоренного роста трещин в кристаллических материалах при скачке разгрузки в сравнении с равным по величине скачком нагружения, разработку криомеханической обработки многофазных сплавов, количественную оценку эффективности различных элементов исходной структуры в качестве барьеров для подвижных дислокаций [1-4].

Однако специфика динамических экспериментов в колонне ВЭМ создает препятствия для количественного анализа быстропротекающих процессов структурной эволюции материалов, стимулируемых внешними воздействиями. В условиях быстрой смены структурной картины деформации или фазового перехода затруднительно использовать режим микродифракции для определения векторов Бюргерса дислокаций, для идентификации типов кристаллических решеток вновь образующихся вторичных фаз, для определения кристаллогеометрических характеристик межфазных границ, кластеров и двойников. Для преодоления этих трудностей требуется разработка особенностей обобшенного анализа структурных исследуемых материалов и введение количественной меры для оценки структурных изменений, происходящих в исследуемом материале при внешних воздействиях на него. С этой целью в группе высоковольтной электронной микроскопии был разработан метод фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ), основанный на совместном анализе изображений структуры и спектров яркости отражения от них, отснятых до и после внешнего воздействия на материал. Метод обладает большой степенью универсальности и может быть применен к изображениям, полученными с помощью любых средств визуализации (световая, растровая, просвечивающая микроскопия и даже обычная фотография). Физические основы метода и примеры его применения к оценке усталостной поврежденности материала изложены в ряде публикаций [5,6]. Здесь мы рассмотрим его использования для исследования кинетики распространения микротрещин в титановом сплаве BT-20. На рис.1 показан эпизод разрыва перемычки между магистральной трещиной и микротрещиной у ее вершины. Магистральная трещина развивается по механизму межзеренного проскальзывания, который реализуется посредством скольжения решеточных дислокаций к границам зерен, их выходом на границы с последующей трансформацией в зернограничные дислокации. Соскальзывание одного зерна относительно другого по границе между ними по-видимому осуществляется за счет скольжения зернограничных дислокаций. Непосредственно наблюдать скольжение зернограничных

дислокаций нам не удалось, но сам факт вскрытия трещины по межзеренной границы безусловно точно установлен. На рисунке отчетливо видны три зоны: зона развития разрушения, которая проглядывает у левых вершин микротрещины и магистральной трещины, а также в перемычке, соединяющей их, зона соскальзывания, окаймляющая трещины, и зона раскрытия самих трещин.



Рис.1. Эпизод развития магистральной трещины: а) изображение и спектр яркости отражения до образования микротрещины у вершины магистральной трещины; б) момент поглощения магистральной трещиной микротрещины у ее вершины.×15000

a)

На рис.2 показан характер раскрытия трещин и зоны соскальзывания вдоль их длины. Отсчет длины трещин и зоны соскальзывания ведется от их вершин к раскрытому краю.



Рис.2. Распределение полуширин раскрытия микротрещины (◊), зоны межзеренного проскальзывания вблизи нее (Δ) и раскрытия магистральной трещины (□)

По серии рисунков, аналогичных рис.1, если известна временная последовательность их съемки нетрудно получить кинетические кривые развития трещини пластических зонЮ которые их окаймляют.

Литература

- 1. .Новиков И.И., Ермишкин В.А.. Микромеханизмы разрушения металлов. М.:Наука. 1991. 366 с.
- 2. Новиков И.И., Ермишкин В.А., Физическая механика реальных материалов. М.: Наука. 2004. 323с.
- 3. Новиков И.И., Ермишкин В.А., Гребнева В.С.и др. Дислокационно-сдвиговый механизм разрушения. // Физика прочности и пластичности. Л.: Наука. 1986. С.56-64.
- 4. Новиков И.И., Ермишкин В.А., Кулагин С.П. и др.вторское свидетельство №1796132 «Способ механико-термической обработки конструкционных сплавов» 1993. Бюл.1.
- 5. 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.
- 6. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Система фотометрического анализа структурных изображений и ее применение для исследования материалов условиях усталости. Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика. 2008. №10. С.38-44.

ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫЙ МИКРО/НАНО- ИНДЕНТОМЕТР

Игнатович С.Р., Закиев И.М., Закиев В.И.

Украина, Национальный авиационный университет, e-mail: ignatovich@nau.edu.ua

DIFFERENTIAL MICRO/NANO- HARDNESS TESTER

S. Ignatovich, I. Zakiev, V. Zakiev

Presented differential micro/nano- hardness tester has small size and light weight, it is stable to external vibrations.

На современном этапе из-за простоты тестирования, универсальности, отсутствия особых требований к образцу и окружающей среде методы микро- и нано- индентирования бурно развиваются и приобретают все большее распространение. Они позволяют определять физикомеханические свойства материалов, а также исследовать в сублокальных объемах процессы пластического деформирования, разрушения, усталости, резания, трения, скалывания, ползучести, упругости и т.п.

Основной характеристикой процесса индентирования является диаграмма внедрения, которая регистрируется в виде зависимости силы (*P*), прикладываемой к индентору, от глубины его внедрения (*h*). На основании данной зависимости определяются основные физико-механические свойства материалов.

На сегодняшний день лидерами в области производства нанотестеров являются фирмы Micro Photonics, CSM Instruments, MTS, Hysitron, Nano Indenter, UMIS и др., которые производят приборы с широким спектром возможностей. Однако, для устранения вредных деформаций и колебаний составных частей конструкции от противодействующих сил во время нагружения индентора, а также сейсмических колебаний во всех эти приборах применяют усиленные конструктивные элементы, специальные демпфирующие устройства, вводят поправочные коэффициенты. Это приводит к значительному увеличению массы (50...150 кг) и стоимости аппаратуры, что ограничивает их массовое использование как для научных исследований, так и для производственных целей.

В индентометре, разработанном в Национальном авиационном университете, применен дифференциальный компенсатор смещений оригинальной конструкции, принцип работы которого заключается в измерении глубины внедрения индентора относительно поверхности исследуемого образца. Это позволило существенно снизить массу прибора (до 12 кг), уменьшить его габариты, существенно упростить конструкцию (рис. 1). Конструктивно компенсатор состоит из

дополнительного щупа, который связан с корпусом датчика малых перемещений индентора и упирается в поверхность испытуемого образца.

Следует отметить, что кроме компенсации вредных смещений использование дифференциального компенсатора позволило увеличить производительность испытаний, связанную с затратами времени на крепление и смену образцов.

Основные технические характеристики «Микро	н-альфа»:
Диапазон задаваемых нагрузок, сН	0,01 - 500
Измеряемая глубина внедрения, мкм	0,01 - 200
Скорость нагружения, сН/сек	0.01 - 200
Время выдержки под нагрузкой, мин	0 - 10
Диапазон сканирования, мм	30×30
Скорость сканирования, мкм/сек	
Разрешение видео камеры, Мр	2,0
Увеличение микроскопа	×100-500
—	

Метод непрерывного вдавливания индентора основан на автоматической регистрации нагрузки на индентор и глубины его



Рис. 1. Внешний вид прибора

внедрения. Результаты представляются в виде диаграмм внедрения, обработка которых позволяет определять микротвердость, изучать особенности микродеформации материалов по кинетике внедрения индентора, регистрировать микроползучесть и измерять модуль упругости материалов.

Метод царапания (scratch testing) базируется на непрерывной регистрации бокового сопротивления движению индентора по поверхности с заданным нагружением. Определение статистических связей между сопротивлением локальных микрообъемов материала контактному

деформированию позволяет произвести комплексную оценку состояния поверхностного слоя на трассе сканирования и, в частности, позволяет оценивать среднюю прочность на трассе сканирования, оценивать разброс и неоднородность прочностных свойств, строить прочностной портрет поверхности, моделировать элементарные акты процессов трения и износа.

На рис. 2-4 приведены результаты, полученные на приборе «Микрон-гамма».



Рис. 2. Диаграммы внедрения стекла при малых нагрузках (а), графики ползучести и диаграмма Д16-Т при повторно-нарастающих нагрузках (б).



Рис. 3. Графики зависимостей нормальных (а) и тангенциальных (б) усилий на индентор при сканировании различных материалов с постоянной и плавно меняющейся нагрузкой.



Рис.4. Топография (а) и прочностной «портрет» (б) поверхности, с учетом влияния рельефа, полученный при сканировании 16-ти дорожек с шагом смещения 50 мкм.

INSTRON «Разницу можно измерить» БЕСКОНТАКТНЫЙ ОПТИЧЕСКИЙ ПРОФИЛОМЕТР

Игнатович С.Р., Закиев И.М., Закиев В.И.

Украина, Национальный авиационный университет, e-mail: ignatovich@nau.edu.ua

NON-CONTACT OPTICAL PROFILER

Ignatovich S., Zakiev I., Zakiev V.

Cost-effective instrument for visualization of surface 3D topography with nanometer vertical resolution is presented. Technical characteristics of instrument and areas of its application are described.

Проблема визуализации поверхности с достаточно высокой разрешающей способностью (ВРС), необходимость измерений параметров поверхностного микрорельефа становятся все более актуальными при контроле и диагностике изделий, изготавливаемых с использованием современных микро- и нанотехнологий. Особое место эта проблематика занимает в исследовательской практике при изучении процессов деградации исходных физико-механических свойств поверхностного слоя материалов, применения новых технологий упрочнения, нанесения покрытий, тонких пленок. Так, микротопография поверхности является важнейшим индикатором процессов микропластического деформирования и разрушения, что дает возможность производить оценку состояния поверхностных свойств материалов и покрытий в эксплуатации. При усталости металлов локальное пластическое деформирование способствует формированию деформационного рельефа поверхности и является причиной зарождения микротрещин. Особое значение приобрело исследование и контроль свойств поверхностных слоев новых функциональных, упрочненных наночастицами, материалов, наноструктурных покрытий, твердых и сверхтвердых материалов и покрытий, а также биологических объектов и имплантатов, контроль качества изготовления микросхем и МЭМС устройств. Таким образом, топография поверхности является важнейшим индикатором процессов деформирования и разрушения и дает разработчикам материалов или эксплуатантам ценную информацию о состоянии поверхностных свойств материалов и покрытий.

Оптические микроскопы, широко применяемые для исследования характеристик поверхности, позволяют получать лишь качественную информацию о поверхности. На сегодняшний день существует широкая номенклатура различного оборудования для визуализации топографии поверхности с нанометровым пространственным разрешением. Используются методы контактной профилометрии, атомно-силовой микроскопии, сканирующей туннельной и конфокальной микроскопии. Однако все эти методы имеют определенные недостатки: испытуемый образец нуждается в тщательной подготовке, длительное время сканирования, конструктивная сложность оборудования и соответственно - высокая стоимость. В связи с этим, вопрос создания недорогого и простого оборудования для трехмерной визуализации топографии поверхности с высоким пространственным разрешением является актуальным.

В Национальном авиационном университете разработан интерференционный профилометр «Micron-beta», предназначенный для восстановления микро- и нанотопографии поверхностей методом обработки последовательности интерференционных данных при частично когерентном освещении (рис.1).

«Micron-beta» позволяет строить двух и трехмерное изображение поверхности, количественно оценивать характеристики поверхности, наблюдать интерференционные картины как в белом, так и в монохроматическом свете, проводить металлографические исследования.

Технические характеристики:

Принцип действия «Micron-beta» основан на видности (яркости) интерференционных полос в каждой точке ПЗС матрицы при нулевой разности хода световых волн в интерферометре, для соответствующего положения эталонного подвижного зеркала. По последовательности регистрируемых кадров восстанавливают



Рис.1. Внешний вид профилометра

исходные характеристики поверхности объекта, т.е. регистрируются значения максимумов во всех точках матрицы, что соответствует 3-D рельефу.

Представленный профилометр можно успешно применять в материаловедение, микроэлектронике, для контроля качества готовых изделий, для исследования процессов износа, деформирования и разрушения материалов.

Возможности профилометра «Micron-beta» иллюстрируются на рис.2 – 8.



Рис.2 Дорожки трения.

Рис.3. Поверхность точения.



Рис.4 Отпечатки инденторов на различных материалах. Рис.5. Царапины на различных материалах.



Рис.6 Тестовый образец АСМ



Рис.7 Ступенька травления.



Рис. 8. Развитие деформационного рельефа на участке полированного алюминия после циклического нагружения а) без наработки; б) N=20000 цикл.; в) N=60000 цикл.; г) N=90000 цикл.

DFMN-2009

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТ: ОЦЕНКА ПОВЕРХНОСТНОГО НАПРЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛА Ицков С.В.

Россия, Москва, Институт физической химии и электрохимии имени А.Н. Фрумкина e-mail: strauz@land.ru

It is the first time the scheme has been realised for the determination of the surface stress of a solid by measuring the rate of dissolution of a body under strain. The method is based on the mechanochemical effect of the strain sign. The experiments were carried out with **austenitic steel** plates.

Многочисленные экспериментальные исследования [1-4] обнаружили различие скоростей растворения противоположных сторон изогнутых пластин твердого тела. Это явление получило название механохимического эффекта знака деформации. Ha 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 сторон изогнутой металлической пластины позволили рассчитать важную поверхностную величину поверхностное напряжение твердого тела.

Для экспериментального проявления механохимического эффекта были проведены коррозионные испытания образцов под нагрузкой из высокоазотистой аустенитной стали $05X22A\Gamma15H8M2\Phi$ повышенной прочности. Для опытов были использованы изогнутые пластины, размером 40мм х 10мм х 0,4мм с радиусами кривизны R_1 =58.4 мм, R_2 =37.2 мм, R_3 =77.8 мм, R_4 =37.2 мм, R_5 =83.1 мм, R_6 =86.9 мм, а так же неизогнутые пластины металла. Растворение образцов проводились в 3M растворе соляной кислоты.

При двустороннем растворении изогнутой пластинки ее толщина *h* уменьшается согласно уравнению [6] (*t* – время, *a* и *c* – константы):

$$-\frac{dh}{dt} = 2a + \frac{c}{2} \left(\frac{h}{R_{\rm m}}\right)^2 \tag{1}$$

Уравнение (1) показывает, что изгиб пластинки всегда увеличивает скорость растворения. Эффект знака деформации (выпуклая и вогнутая стороны пластинки растворяются с разной скоростью) описывается дополнительным уравнением

$$-\frac{dz'}{dt} - \frac{dz''}{dt} \approx \frac{bh_0}{R_{\rm m}},\tag{2}$$

где z'и z'' – координаты выпуклой и вогнутой сторон, а b – еще одна константа, непосредственно связанная с поверхностным напряжением ζ , которое, как показывает теория [6], дается выражением

$$\zeta = \frac{bY}{2c(1-\kappa)(1-\kappa^2)},\tag{3}$$

где Y – модуль Юнга и к – коэффициент Пуассона. Таким образом, отношение констант b/c дает прямой выход на поверхностное напряжение ζ .

В соответствии с уравнением (1), для нахождения постоянных *а* и *с* был построен график зависимости скорости двустороннего растворения пластины от квадрата ее кривизны $1/R_m^2$ Наклон прямой линии составляет $ch_0^2/2$, а сама она отсекает на оси ординат отрезок 2*a* (рисунок 1).



Это позволило найти численные значения констант $a = 2.6 \ 10^{-5}$ мм /мин и c = 0.54 мм/мин. Константа *b* находится по разности экспериментально измеренных скоростей растворения выпуклой и вогнутой сторон образца (рис.4). Для изоляции одну из сторон пластины покрывали лаком XИ-784. Подставив в уравнение (2) разность экспериментально измеренных скоростей, рассчитали константу $b = 2.1 \times 10^{-3}$ мм/мин.

Наконец, воспользовавшись формулой (3) при указанных значениях *b* и *c*, а также значениями Y = 2 10 ⁵ МПа и κ = 0.3, получили величину поверхностного напряжения ζ = 6×10⁸ Па для образца стали 05Х22АГ15Н8М2Ф.

- [1] Беренитейн Г.В., Дьяченко А.М., Русанов А.И. // Докл. АН СССР. 1988. Т. 298. № 6. С. 1402.
- [2] Rusanov A.I., Uriev N.B., Eryukin P.V., Movchan T.G., Esipova N.E. // Mendeleev Commun. 2004. № 1. P. 58.
- [3] Русанов А.И., Урьев Н.Б., Ерюкин П.В., Мовчан Т.Г., Есипова Н.Е. // Докл. АН. 2004. Т. 395. № 3. С. 88.
- [4] Мовчан Т.Г., Есипова Н.Е., Ерюкин П.В., Урьев Н.Б., Русанов А.И. // ЖОХ. 2005. Т. 75. Вып. 11. С. 1761.
- [5] Русанов А.И. // ЖОХ. 2007. Т. 77. Вып. 4. С. 529.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ МОДУЛИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ, ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ Карабутов А.А.*, Кобелева Л.И., Подымова Н.Б.*, Чернышова Т.А. Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, 117334, Россия, Москва, Ленинский проспект, 49 *Международный учебно-научный лазерный центр МГУ им. М.В.Ломоносова, 119991, Россия, Москва, Ленинские горы, МГУ е-mail: проdymova@mail.ru

QUANTITATIVE EVALUATION OF POROSITY INFLUENCE ON LOCAL ELASTIC MODULI OF PARTICLES REINFORCED COMPOSITES WITH THE LASER OPTOACOUSTIC METHOD KarabutovA.A., Kobeleva L.I., Podymova N.B., Chernyshova T.A.

In the present work we have proposed and realized experimentally the laser optoacoustic method for the measurements of local elastic moduli of isotropic composite materials. It is based on measurements of phase velocities of thermooptically excited longitudinal and shear ultrasonic waves in the frequency range $0.5 \div 50$ MHz. The Young's and shear moduli and the Poisson's ratio were measured with the relative accuracy of 4÷6% and theoretically calculated with the two-phase medium model for a number of *SiC* reinforced aluminum alloy matrix composite samples with a different mass concentration of *SiC* ($n_m(SiC)$). The

increase of $n_{m(SiC)}$ leads to the growth of the volume fraction of pores (porosity P) of a sample, that was

measured gravimetrically. This in turn causes the decrease of elastic moduli in comparison with the theoretically calculated values. So to provide the increase of elastic moduli by reinforcing of a metal matrix composite with *SiC* particles the incipient material porosity should not exceed $2\div2,5\%$.

Проблема неразрушающего контроля конструкционных 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. Механические свойства материала (например, упругие модули) несут ценную информацию для определения остаточного ресурса детали или изделия. В процессе старения уменьшение упругих модулей может составлять 15-20% [1], в частности, это может возникать из-за возрастающей пористости материала.

В настоящей работе проведена количественная оценка влияния пористости на локальные упругие модули образцов изотропных композиционных материалов на базе сплава $AK12M2M_2H$, упрочненных частицами карбида кремния SiC со средним диаметром 14 мкм в различной концентрации. Экспериментальное определение упругих модулей проводилось лазерным оптикоакустическим методом [2], основанным на лазерном термооптическом механизме возбуждения ультразвука и измерении фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн в образцах в спектральном диапазоне $0,5\div50$ МГц. Его основное преимущество перед традиционными ультразвуковыми методиками заключается в возможности эффективного возбуждения коротких и мощных зондирующих импульсов, необходимых для диагностики сильно поглощающих ультразвук неоднородных композиционных материалов. В предложенном методе толщина исследуемых образцов может составлять $0,1\div70$ мм, локальность измерений в поперечном направлении $1\div2$ мм, максимальная относительная погрешность определения модуля Юнга составляет 6%, модуля сдвига – 4%, коэффициента Пуассона – 5%.

Объемная концентрация воздушных пор (пористость) образца *Pv*, усредненная по всему его объему, определяется по формуле:

$$P_V = (1 - \rho/\rho_0) \cdot 100\% , \qquad (1)$$

где расчетная плотность образца ρ_0 определяется по известной плотности наполнителя *SiC*: $\rho_{SiC} = 3,2 \times 10^3$ кг/м³, расчетной плотности матрицы – сплава *AK12M2M2H*: $\rho_{AK} = 2,735 \times 10^3$ кг/м³ и по известным массовым концентрациям матрицы $n_{m(AK)}$ и наполнителя $n_{m(SiC)}$:

$$\rho_0 = \frac{\rho_{AK}\rho_{SiC}}{n_{m(AK)}\rho_{SiC} + n_{m(SiC)}\rho_{AK}} .$$
⁽²⁾

Реальная плотность образца ρ определяется по результатам гидростатического взвешивания.

DFMN-2009

№ образца	Толщина <i>Н</i> , мм	Массовая концентрация компонентов <i>n_m</i>		Расчетная плотность $ ho_0, \times 10^3 {\rm kr/m^3}$	Измеренная плотность ho, × 10 ³ кг/м ³	Усредненная пористость <i>P_V</i> , %
		АК12М2МгН	SiC			
172	10,70	1,0	0,0	2,735	2,714	0,77
174	10,18	0,962	0,038	2,750	2,710	1,45
173	10,98	0,923	0,077	2,766	2,665	3,65
171	4,72	0,845	0,155	2,798	2,660	4,93

Параметры исследованных образцов приведены в таблице ниже.

Как видно, с ростом концентрации наполнителя SiC пористость образца возрастает.

Расчет теоретических значений модуля Юнга E_0 , модуля сдвига G_0 и коэффициента Пуассона v_0 в образцах производится по формулам:

$$E_0 = \rho_0 c_s^2 \left[\left(3c_{l_0}^2 - 4c_s^2 \right) \middle/ \left(c_{l_0}^2 - c_s^2 \right) \right] , \qquad (3)$$

$$G_0 = \rho_0 c_s^2 \quad , \tag{4}$$

$$v_0 = \left[\left(c_{l_0}^2 - 2c_s^2 \right) \middle/ \left(2c_{l_0}^2 - 2c_s^2 \right) \right] \quad , \tag{5}$$

где ρ_0 - расчетное значение плотности образца (см. (2)), c_{l_0} - теоретически рассчитанное значение фазовой скорости продольных акустических волн в образце (с использованием модели двухфазной среды [3]), c_s - измеренное значение скорости сдвиговых акустических волн в образце. Для расчета упругих модулей берется именно значение c_s , поскольку наличие воздушных пор не влияет на сдвиговую жесткость образца (для воздуха она равна нулю) и скорость сдвиговых волн возрастает с ростом концентрации *SiC*.

Фактические значения упругих модулей исследованных образцов вычисляются по формулам (3)-(5) с заменой ρ_0 и c_{l_0} на измеренные значения плотности и скорости продольных волн для каждого образца. Результаты измерений и теоретических расчетов представлены на рисунке. Видно, что теоретические значения упругих модулей возрастают с ростом концентрации *SiC*, однако при этом растет и пористость материала, что приводит к эффективному уменьшению упругих модулей.



Таким образом, для обеспечения эффективного возрастания упругих модулей композиционного материала на основе сплава AK12M2MeH при добавлении упрочняющих частиц SiC возникающая пористость не должна превышать 2÷2,5 %.

- 1. Прикладная механика композитов (под ред. Тарнопольского Ю.М.). М.: Мир, 1989. 358 с.
- 2. Карабутов А.А., Кобелева Л.И. и др. // Заводская лаборатория. 2009. Т. 75. № 3. С. 27-33.
- 3. Жаркий С.М., Карабутов А.А. и др. // ФТП. 2003. Т. 32. № 10. С. 485-489.

ИЗМЕРЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ, ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ Карабутов А.А.*, Кобелева Л.И., Подымова Н.Б.*, Чернышова Т.А. Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, 117334, Россия, Москва, Ленинский проспект, 49 *Международный учебно-научный лазерный центр МГУ им. М.В.Ломоносова,

119991, Россия, Москва, Ленинские горы, МГУ

e-mail: npodymova@mail.ru

MEASUREMENT OF LOCAL POROSITY OF PARTICLES REINFORCED COMPOSITES WITH THE LASER OPTOACOUSTIC METHOD

KarabutovA.A., Kobeleva L.I., Podymova N.B., Chernyshova T.A.

In the present work we have proposed and realized experimentally the laser optoacoustic method for the measurements of local volume fraction of air pores (porosity *P*) of isotropic composite materials. It is based on measurements of phase velocities of thermooptically excited longitudinal ultrasonic waves in composite samples in the frequency range $0,5\div50$ MHz. The local porosity (within the irradiated lateral area $1\div2$ mm) is determined using the dependence of phase velocity of longitudinal acoustic wave on porosity for porous metals and theoretical calculation of phase velocity in a composite material with the two-phase medium model. A number of *SiC* reinforced aluminum alloy matrix composite samples with a different mass concentration of *SiC* ($n_{m_{SiC}}$) was investigated. The increase of $n_{m_{SiC}}$ leads to the growth of *P*, the results

of optoacoustic measurements of local porosity coincide within 0,6% accuracy with the gravimetrical measurements of average *P* value.

Композиционные материалы широко используются в настоящее время для сооружения легких и прочных конструкций. Однако из-за своей двухфазной структуры эти материалы подвержены старению: их прочностные характеристики ухудшаются под действием динамических нагрузок [1], что проявляется, в частности, в увеличении объемного содержания воздушных пор (пористости) материала. Причем высокая пористость, даже при отсутствии ярко выраженных дефектов, может привести к существенному уменьшению прочности материала. Поэтому разработка методов измерения локальной пористости композиционных материалов имеет большое практическое значение.

В настоящей работе предложен и экспериментально реализован лазерный оптико-акустический метод определения локальной пористости изотропных композиционных материалов. Он основан на лазерном термооптическом возбуждении ультразвука, измерении фазовой скорости продольных акустических волн в материале в спектральном диапазоне 0,5÷50 МГц [2] и использовании теоретической модели зависимости фазовой скорости от пористости для металлов [3]. Измерения проводились для серии образцов композиционных материалов на базе сплава *AK12M2M2H*, упрочненных частицами карбида кремния *SiC* со средним диаметром 14 мкм в различной концентрации.

Объемная концентрация воздушных пор (пористость) образца P_v , усредненная по всему его объему, определяется по формуле:

$$P_V = (1 - \rho/\rho_0) \cdot 100\% , \qquad (1)$$

где расчетная плотность образца ρ_0 определяется по известной плотности наполнителя *SiC*: $\rho_{SiC} = 3,2 \times 10^3$ кг/м³, расчетной плотности матрицы – сплава *AK12M2M2H*: $\rho_{AK} = 2,735 \times 10^3$ кг/м³ и по известным массовым концентрациям матрицы $n_{m_{AK}}$ и наполнителя $n_{m_{SiC}}$:

$$\rho_0 = \frac{\rho_{AK} \rho_{SiC}}{n_{m_{AK}} \rho_{SiC} + n_{m_{SiC}} \rho_{AK}} , \qquad (2)$$

реальная (измеренная) плотность образца ρ определяется по результатам гидростатического взвешивания. Параметры исследованных образцов приведены в Таблице 1. Как видно, с ростом концентрации наполнителя *SiC* усредненная пористость образца возрастает. Поскольку образцы по технологии изготовления являлись неоднородно-армированными, пористость в разных участках образца может быть различной.

Таблица 1.

№ образца	Толщина <i>Н</i> , мм	Массовая концентрация компонентов <i>n_m</i>		Расчетная плотность $ ho_0$, $\times 10^3$ кг/м ³	Измеренная плотность <i>р</i> ,×10 ³ кг/м ³	Усредненная пористость <i>P</i> _V , %
		АК12М2МгН	SiC			
172	10,70	1,0	0,0	2,735	2,714	0,77
174	10,18	0,962	0,038	2,750	2,710	1,45
173	10,98	0,923	0,077	2,766	2,665	3,65
171	4,72	0,845	0,155	2,798	2,660	4,93

Для определения локальной пористости P образцов в нашей работе было предложено использовать модель пористого металла [3], в которой фазовая скорость продольных акустических волн c_I в материале зависит от P следующим образом (при величине P < 20%):

$$c_l^2 = c_{l_0}^2 \left(1 - P^{2/3} \right) , \qquad (3)$$

где c_{l_0} - теоретически рассчитанная по модели двухфазной среды [4] фазовая скорость продольных акустических волн в исследуемом участке образца:

$$c_{l_0}^2 = \frac{1}{\rho_0^2} \left[\frac{n_{m_{AK}}}{(\rho_{AK} c_{l_{AK}})^2} + \frac{n_{m_{SiC}}}{(\rho_{SiC} c_{l_{SiC}})^2} \right]^{-1} .$$
(4)

В формуле (4) $c_{l_{AK}}$, $c_{l_{SiC}}$ - фазовые скорости продольных акустических волн в матрице и в наполнителе соответственно; $c_{l_{SiC}} = 11,82 \times 10^3$ м/с [5]. Скорость продольных волн в матрице рассчитывается с использованием выражения (3) по измеренному значению скорости c_l и усредненной пористости P_V для образца № 172: $c_{l_{AK}} = c_l / \sqrt{1 - P_V^{2/3}} = 6,86 \times 10^3$ м/с.

Исследованные образцы имели вид дисков диаметром 40 мм, определение пористости лазерноультразвуковым методом проводилось в центре и на периферии каждого образца с использованием выражения (3) по измеренному значению фазовой скорости c_l в этих участках и расчетному значению скорости (4) для данного образца. Локальность измерений в латеральной плоскости составляет 1÷2 мм и определяется характерным диаметром зондирующего ультразвукового пучка. Максимальная относительная погрешность измерения фазовой скорости составляет 1%. Результаты измерений представлены в Таблице 2. Индексами «Ц» и «П» обозначены величины, относящиеся к центру и периферии образцов, соответственно. Таблица 2

№ образца	n _{mSiC}	^с _{l0} , м/с	С _{1 «Ц»} , м/с	С _{1 «П»} , м/с	$P_{{}^{\!$	$P_{\scriptscriptstyle \ll\Pi angle},\ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ \ $	$P_V, \ \%$
172	0,00	6860	6670	6730	1,28	0,77	0,77
174	0,038	6920	6720	6740	1,43	1,18	1,45
173	0,077	6990	6550	6590	4,24	3,69	3,65
171	0,155	7140	6660	6680	4,69	4,41	4,93

Как видно, все образцы оказались достаточно однородными по пористости, локальные значения P, измеренные лазерным оптико-акустическим методом, практически совпадают со значениями усредненной пористости P_V . В центре всех образцов пористость оказалась несколько выше, чем на периферии.

4. Прикладная механика композитов (под ред. Тарнопольского Ю.М.). – М.: Мир, 1989. – 358 с.

5. Карабутов А.А., Кобелева Л.И. и др. // Заводская лаборатория. 2009. Т. 75. № 3. С. 27-33.

6. Поляков В.В., Головин В.А. // Письма в ЖТФ. 1994. Т. 20. № 11. С. 54-57.

7. Жаркий С.М., Карабутов А.А. и др. // ФТП. 2003. Т. 32. № 10. С. 485-489.

8. Давыдов С.Ю. // ФТТ. 2004. Т.46. Вып.7. С. 1169-1173.

ОБ ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОРИСТОГО КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ Коноваленко Иг.С, Смолин А.Ю., Дмитриев А.И., Псахье С.Г.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, igkon@ispms.tsc.ru

ON STRENGTH PROPERTIES ESTIMATION OF POROUS CERAMICS COATING

Konovalenko Ig.S., Smolin A.Yu., Dmitriev A.I., Psakhie S.G.

A numerical approach to strength properties estimate of porous ceramics coating was developed on the basis of movable cellular automaton method. It was shown that sptrength properties of a coating depend on pore size and pore laying depth. In particullar, the inrease of pore length and decrease of pore laying depth resulted in loss of coating strength properties. It was revealed that this dependence was a power one. The pore size range for correctness of the revealed dendence was found. The approach developed can be used for investigation of strength properties of material surface layers on the basis of such parmaters as pore laing depth and pore size. Thus, the obtained result could be helpful also in friction pair analysis.

Большинство современных машин и механизмов включают в себя различные узлы трения, механическое поведение которых в значительной степени определяет работоспособность машины в целом. Срок службы узлов трения существенно зависит от таких факторов как длительность и интенсивность нагрузки, температурный режим, агрессивность среды, а также от физикомеханических свойств поверхностных слоев трущихся деталей. И если условия эксплуатации машин изменить не всегда представляется возможным, то улучшить механические свойства трущихся поверхностей можно, в частности, путем модификации тонкого поверхностного слоя деталей. Обычно с этой целью на поверхности деталей наносят износостойкие покрытия. Триботехнические свойства покрытий в значительной степени зависят от характеристик существующих в них дефектов, например микро- и нанопор. Одним из самых распространенных экспериментальных тестов для определения прочностных и упругих свойств покрытий является индентирование. Этот тест позволяет получить необходимые для практического использования эффективные характеристики материала покрытий, значения которых определяются целым рядом факторов. При этом детальное изучение влияние отдельных факторов, таких, как топологические и морфологические характеристики дефектов (пор) содержащихся в покрытии, на его прочностные свойства в рамках данного подхода весьма затруднительно. Решать данную задачу возможно на основе компьютерного моделирования. В связи с этим, целью работы являлось развитие подхода к численной оценке прочностных свойств покрытия с дефектом в зависимости от глубины его залегания и размеров

Расчеты проводились в рамках комбинированного дискретно-континуального подхода. Подробное описание совмещения дискретного и континуального методов, а также обоих используемых методов в отдельности, изложены в работах [1, 2]. Суть совмещения состоит в том, что между дискретной (описывается методом подвижных клеточных автоматов, английская аббревиатура – MCA) и континуальной (уравнения континуума решаются методом конечных разностей) областями определяется некоторая граница сопряжения, принадлежащая обеим областям. При этом каждому узлу расчетной сетки, лежащему на границе, ставится в соответствие определенный автомат (элемент метода MCA). Перемещение граничных узлов вместе с находящимися в них сопряженными автоматами осуществляется в сеточном методе. Применение комбинированного дискретно-континуального подхода к решению ряда контактных задач, в которых большая часть процессов, связанных с большими деформациями, разрушением и перемешиванием, сосредоточена в узкой зоне [2, 3], показало его высокую эффективность.

Плоская модельная сборка, на которой исследовался процесс индентирования керамического покрытия на металлической подложке, состояла из следующих частей: конусообразный индентор из корунда (модуль Юнга $E = 416 \Gamma \Pi a$, коэффициент Пуассона v = 0.3), покрытие из диоксида циркония ($E = 172 \Gamma \Pi a$, v = 0.3) и стальная подложка ($E = 206 \Gamma \Pi a$, v = 0.28). Нижний слой металлической подложки и верхний слой индентора, подверженные деформациям только в упругой области, моделировались с помощью метода континуальной механики. Острие индентора и покрытие, т.е. области контакта, подверженные наибольшим деформациям, моделировалась в рамках метода подвижных клеточных автоматов. Толщина покрытия составляла 113 нм. Ширина подложки – 1500 нм, высота – 2020 мкм. Диаметр острия индентора составляла 55 нм. Величина глубины залегания поры в покрытия, т.е. от 19.82 до 89.1 нм. Пора представляла собой прямоугольник со скругленными краями. Высота поры состояла 22.3 нм, а длина изменялась от 55 до 405 нм. В работе принято, что пора и индентор располагаются по середине образца. Нагружение осуществлялось

путем приложения постоянной силы (давления) к индентору. Задача решалась в предположении плоской деформации. Прочностные свойства покрытия характеризовались величиной давления на индентор при котором в покрытии между порой и индентором развивалась трещина. Данная характеристика может являться оценкой критических напряжений приводящих к смене режима трения в контактирующей паре.

Согласно результатам моделирования прочностные свойства покрытия зависят от размера поры и глубины ее залегания. Показано, что с увеличением длины дефекта, а также с уменьшением глубины его залегания прочность покрытия уменьшается. Установлено, что данная зависимость имеет степенной характер, при этом основание степени соответствует размеру дефекта, а показатель степени характеризует определенную глубину его залегания в покрытии. Найдены диапазоны изменения размеров пор, при которых справедливы полученные зависимости. Показано, что разница в величинах диапазона изменения критического напряжения для исследованных модельных материалов с хрупким покрытием при рассмотреных глубинах залегания дефекта не превосходит 25%.

Таким образом, на основе полученных закономерностей, можно о<u>ценить прочностные</u> <u>свойства покрытия, зная среднюю глубину залегания нано- и микропор и диапазон изменения их</u> <u>размеров.</u> Предложенный подход может быть использован для исследования прочностных свойств поверхностных слоев материалов на основе таких параметров, как характерный размер и глубина залегания дефектов, и, следовательно, прогнозирования критических напряжений в паре трения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта № 13.3 программы специализированных отделений РАН № 13 «Трибологические и прочностные свойства структурированных материалов и поверхностных слоев» и интеграционного проекта СО РАН со сторонними организациями № 127.

- Псахье С.Г., Смолин А.Ю., Стефанов Ю.П., Макаров П.В., Шилько Е.В., Чертов М.А., Евтушенко Е.П. Моделирование поведения сложных сред на основе комбинированного дискретноконтинуального подхода // Физ. мезомех. – 2003. – Т. 6. – № 6. – С. 11–21.
- 13. Смолин А.Ю., Стефанов Ю.П., Псахье С.Г. Совместное использование дискретного и континуального методов для моделирования деформации и разрушения в области контактного взаимодействия // Физическая мезомеханика. 2004. т. 7, ч.1. С. 70–73.
- 14. Псахье С.Г., Смолин А.Ю., Стефанов Ю.П., Коноваленко Иг.С. Моделирование процессов трения на основе совмещенного дискретно-континуального подхода // Физ. мезомех.– 2005.– Т 8, Спец. вып., С. 9–12
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ КАК МЕТОД РЕГИСТРАЦИИ МЕДЛЕННЫХ УЕДИНЁННЫХ УПРУГИХ ВОЛН С ДИСКРЕТНЫМИ СКОРОСТЯМИ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Кудрявцев Е.М.*', Зотов С.Д.*', Лебедев А.А.*', Ляховицкий М.М.**' и Рощупкин В.В.**'

^{*)} Физический институт им. П.Н.Лебедева РАН, 119991, г. Москва, Ленинский пр., 53, e-mail: kudriavt@sci.lebedev.ru

^{**)} Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, 119991, г.Москва, Ленинский пр., 49, e-mail: vvro@mail.ru

ACOUSTICAL EMISSION AS THE METHOD OF REGISTRATION OF SLOW SOLITARY ELASTIC WAVES WITH DISCRETE VELOCITIES, ARISING AT STRUCTURE TRANSFORMATIONS IN METALLS AND ALLOYS

E.M.Kudriavtsev*, S.D.Zotov*, A.A.Lebedev*, M.M.Lyakhovickiy** and V.V.Roshchupkin** *Lebedev Physical Institute of RAS, 119991 Moscow, Leninsky Pr., 53,E-mail: kudriavt@sci.lebedev.ru **Baykov Institute of Metallurgy and Material Science of RAS, 119991 Moscow Leninsky Pr., 49, e-mail: vvro@mail.ru

It is pointed out the special character of the part of acoustic emission (AE) accompanying structural transformation processes in metals and alloys. Namely, there are some series of AE - pulses repeating with nearly constant periods of dozens of minutes. As the conclusion, Slow Solitary Elastic Waves (SSEW) with discrete velocities arises at these processes; these waves could be registered by help of AE.

1. В работе сделано и обосновывается предположение о том, что особый характер акустической эмиссии (АЭ), - повторяющиеся через десятки минут импульсы, - проявляющийся в процессах структурных превращений в металлах и сплавах (см. [1,2]) свидетельствует о возникновении в этих процессах Медленных Уединённых Упругих Волн с дискретными скоростями (МУУВ). Соответственно их экспериментально установленным на сегодня свойствам (см., например, [3]), волны типа МУУВ стабильны, устойчивы, мало теряют в энергии при отражении от стенок образца. В разных материалах они отличаются «знаком амплитуды волны» (являются либо <u>волнами</u> разрежения, как в кремнии, плексигласе, алюминии, либо <u>волнами сжатия</u> как в меди, свинце, палладии). МУУВ состоят из многих (несколько десятков или более) компонентов; с соотношением скоростей, кратным, примерно двойке. Для ряда материалов *при постоянной температуре* **Т** установлено, что скорость *i*-го компонента U_i связана с продольной скоростью звука v_i исследуемого материала соотношением: $U_i = v_i/(A)^i$, (*), где, например, по измерениям для синтетического кварца, A=2,05 [4]). Поэтому U_i может быть на много порядков меньше, чем v_i .

Чтобы учесть влияние T в (1), нужны измерения при разных T. Так как данные о величине A более скудны, это можно сделать, используя зависимость v_l (T), например, полученную (с другими задачами) в работе [1], один из экспериментов которой обсуждается здесь. В нём при постоянной $T_{omm}=1020^{\circ}$ С образца не только регистрировалась АЭ (по которой можно обнаружить волны типа МУУВ), но и измерена $v_l=3,85$ км/с в образце при этой T_{omm} .

2. В работе [1] фиксировалась в разных условиях АЭ образцов, в частности, из стали 08Х14АН4МДБ. Схема измерений усреднённой энергии АЭ описана подробно в [2]. Время усреднения составляло 10 мкс. Образцы представляли собой проволоку диаметром 2,0 мм и длиной 53 мм. Мы рассмотрим здесь только запись АЭ (см. рис. 1а), соответствующий Рис.7б) из работы [1]) в процессе 7-часового отжига при указанной T_{omm} =1020°С образца стали, имеющего наиболее простую предысторию, (*Сначала* путём холодного волочения (90% деформации) в образце создавались неравновесные структуры; затем образец за 1 минуту нагревался до 1020°С; наконец, в нём исследовалась АЭ при отжиге в течение указанных 7 часов).

Как видно из рис. 1а), эволюция величины E/E_0 - относительной энергии импульсов АЭ - обнаруживает набор ~60 импульсов, на первый взгляд, расположенных хаотически. Однако, более половины из них можно отнести к ~6 сериям (5 из них отмечены буквами на рис. 1а)), в которых импульсы повторяются через близкие промежутки времени с нарастающей, а затем спадающей амплитудой. Есть основания предположить, что они обусловлены (см. (*x-t*)-диаграмму обсуждаемого волнового процесса на рис. 1b)) приходами к поверхности образца разной скорости компонентов упругой волны типа МУУВ, образующихся на поверхности как в процессе нагрева, так и последующего отжига. На рис. 1 b) для самых мощных АЭ-пиков с рис. 1a), составляющих серию *A*,*B*,*C*,*D*,*E* со средним периодом $\Delta t=85$ мин, начало которой лежит при t=37мин, приведены траектории движения вызвавшего их компонента МУУВ. Его скорость $U_{A...E}^{изм}=0,40$ мкм/с = 0,96 U_{32}^{calc} , где U_{32}^{calc} – рассчитана по (*) при $v_I = 3,85$ км/с. Там же начинается менее мощная, но

столь же протяжённая серия пиков, отмеченных полыми кружками, $\alpha,\beta,\chi,\delta,\varepsilon,\varphi,\gamma$. Для неё $\Delta t=61$ мин, $U_{a...\gamma}^{u_{3M}} = 0,54$ мкм/с =0,66 U_{31}^{calc} . В первой половине записи на рис. 1а) лежит серия *a,b,c,d,e*, а во второй - серии j,k,l,m; f,g,h,i. Для этих трёх серий (траектории движения соответствующих компонентов МУУВ - см. рис. 1b)) величина $\Delta t=27$, 14 и 17мин, а скорости, рассчитанные аналогично, составляют $0,84U_{27}^{calc}$, $0,68U_{29}^{calc}$ и $0,56U_{29}^{calc}$, соответственно. Таким образом, наблюдается вполне удовлетворительное согласие результатов измерений скоростей МУУВ по импульсам АЭ,- с расчётом по (*) для $T_{omme}=1020^{\circ}$ С и для $v_l = 3,85$ км/с, измеренной в тех же условиях и для того же образца.





3. Аналогичные повторяющиеся импульсы **механолюминесценции**, возникающие в кристаллическом кварце [4] или в массивном образце меди [5] после механического удара, позволили обнаружить распространение в образце серии из 5 или более компонентов МУУВ, со скоростями, близкими к v_l или <u>начиная от</u> v_l для этого материала.

Ещё ближе условиям [1,2] соответствуют условия экспериментов МакРейнольдса [6], обсуждаемых в [7]. Там образец из алюминиевого сплава испытывался на мягкой разрывной машине. Авторы [7] объясняют наблюдавшиеся скачкообразные кривые деформации влиянием компонентов МУУВ, зародившихся на оси образца в виде цилиндрических волн и движущихся поперёк образца к поверхности и обратно. В [7] приведен ряд ссылок на исследования АЭ и деформации в экспериментах, близких к [6], результаты которых могут быть объяснены также влиянием компонентов МУУВ.

4. Авторы благодарят коллектив Курского государственного университета за прекрасную организацию международной конференции по акустике, благодаря работе которой возникла данная публикация, и за дружескую помощь. литература:

- 1. В.В.Рощупкин, М.М.Ляховицкий, М.А.Покрасин и др., «Ультразвук и термодинамические свойства вещества»: Сб. научных трудов, Вып.34-35. Курск.гос.ун-т, 2006, стр.33-55.
- В.В.Рощупкин, М.М.Ляховицкий, М.А.Покрасин, ТВТ (2003) т.41, №1, с.143.
- 3. E.M.Kudriavtsev, http://rao.akin.ru/rao/sess13/sect1f.ht. c.204(2003).
- 4. К.В. Abramova, S.D.Zotov, E.M. Kudriavtsev et al., см. тезисы в настоящем Сборнике (ДРМ-09).
- 5. E.M.Kudriavtsev, K.B.Abramova, I.P.Scherbakov, Proceedings of SPIE (2002), Vol.4679, pp.167-172.
- 6. A.W.McReynolds, Trans. of the Amer. Inst. of Mining and Metallurgical Engineers (1949) 185, 32-45.
- 7. Е.М.Кудрявцев, С.Д.Зотов, А.А.Лебедев и др., см. тезисы в настоящем Сборнике (ДРМ-09).

ИЗМЕРЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРОЙНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В СИСТЕМАХ

Курбанов К.Р

Казахстан, КНУАП, e-mail: knuap_k@rambler.ru

MEAURING PHYSICAL PROPERTIES OF TRIPLE COMPOUNDS Kurbanov K.R.

The purpose of the present work is determining the conditions of forming, compositions and stability fields of antimony and bismuth oxochlorides and oxobromides by the way of building T-X-phase diagrams of antimony chlorides (III) and bromide (III) or bismuth oxide (III) of the same metal, as well as monocrystal growing and measuring some physical properties of triple compounds in the systems.

Исследованные разрезы Me₂O₃ – MeX₃ тройных систем металл-кислород-галоген содержат в качестве металлов два ближайших аналога - сурьму и висмут. Однако, вид полученных Т-х фазовых диаграмм систем на основе оксида сурьмы и оксида висмута различен, как по количеству промежуточных кристаллических фаз, так и по термической устойчивости. Разложение оксогалогенидов простейшего состава как сурьмы так и висмута на воздухе проходит с отщеплением тригалогенида металла, однако окончательным продуктом разложения в случае SbOCl является α – Sb_2O_4 , а в случае BiOCl – $Bi_{24}O_{31}Cl_{10}$. Таким образом, полученный экспериментальный материал по изучению разрезов Me₂O₃ – MeX₃ тройных систем металл-кислород-галоген расширяет круг известных оксогалогенидов сурьмы и висмута и позволяет выявить закономерности составов и термических свойств образующихся в системах промежуточных фаз. Дальнейшее детальное изучение структур оксогалогенидов висмута, по-видимому, может дать ответ на важный вопрос о расположении атомов кислорода в структуре высокотемпературной δ - модификации оксида висмута (III), нестабильной при нормальных условиях и кристаллических структур оксогалогенидов висмута составов $Bi_4O_5Br_2$ и Bi_3O_4X и $Bi_{12}O_{17}X_2$, так как в следствии дефектной кислородной подрешетки они могут оказаться эффективными твердыми электролитами. В последнее время большое внимание уделяется изучению халькогенгалогенидов и оксогалогенидов сурьмы и висмута. Повышенный интерес к соединениям этого класса (А^VВ^{VI}С^{VII}) обусловлен наличием полупроводниковых и сегнетоэлектрических свойств у некоторых халькогенгалогенидов (например, SbSI, SbSBr) и сегнетоэластических свойств у оксоиодида сурьмы состава Sb₅O₇I.

Наименее изученными из указанного класса соединений являются оксохлориды и оксобромиды сурьмы и висмута. В литературе описаны лишь отдельные их представители, полученные гидролизом соответствующих галогенидов сурьмы и висмута. Данные по фазовым диаграммам состояния оксид металла - хлорид металла и оксид металла - бромид металла (металлсурьма, висмут) наиболее полно характеризующие составы и термические свойства соединений, отсутствуют.

По аналогии с халькогенгалогенидами и оксоиодидами можно ожидать, что оксохлориды и оксобромиды сурьмы и висмута окажутся интересными в качестве материалов для электронной и оптической техники.

Систематическое исследование оксохлоридов и оксобромидов сурьмы и висмута представляет интерес для неорганической химии, значительно расширяя круг известных оксогалогенидных соединений этих металлов.

Основными экспериментальными методами при изучении Т-Х фазовых диаграмм систем явились дифференциально-термический анализ (ДТА) и рентгенофазовый анализ (РФА). Для исследования свойств отдельных фаз в системах также были использованы: дифференциальный термогравиметрический анализ (ДТГ), инфракрасная спектроскопия (ИК), спектроскопия комбинационного рассеяния (КР), ядерный квадрупольный резонанс (ЯКР) и определение спектров люминесценции.

ДТА исследуемых образцов проводили в эвакуированных до 10⁻¹ Па кварцевых сосудиках Степанова (навеска образца около 0,5-0,6 г.), с применением платина - платинародиевых термопар. Термопары калибровали в рабочих условиях по температурам чистых солеи (KNO₃, K₂Cr₂O₇, PbCl₂, K₂SO₄, KCl, NaCl). Точность определения температуры ± 5°С. Для записи термограмм использовали низкочастотный регистратор температур HTP-64 или двухкоординатный самопишущий потенциометр ПДП-4. Нагревание осуществляли с помощью программного регулятора температур ПРТ-1000М. Скорость нагрева составляла 10 град/мин. В качестве эталона служила прокаленная до 1000°С окись алюминия.

РФА проводили методом порошка с применением камеры монохроматора типа Гинье-де-Вольфа и рентгеновского дифрактометра ДРОН-1 на СиК_а излучении. Точность определения дифракционных углов при использовании дифрактометра составляла \pm 0,05 град., а рентгенограммы полученные в камере Гинье промерялись с помощью компаратора ИЗА-2, что обеспечивало погрешность при измерении углов \pm 0,002°. Расчеты величин межплоскостных расстоянии проводились с помощью справочника или по формуле Вульфа-Брэггов. Интенсивности рефлексов на фотопленках оценивали визуально по стобалльной шкале относительно самого яркого отражения. В качестве внутреннего стандарта при съемке порошкограмм использовали германий. Для монокристальных исследований применяли рентгеновские камеры РКОП-А, РКУ-86, КФОР - 4. При съемке рентгенограмм составов, богатых тригалогенидами и склонных к гидролизу, образцы готовили в сухой камере и защищали слоем осушенного силиконового масла.

Кривые ДТГ - анализа записывали на дериватографе ОД- 102 системы "Паулик-Эрдей-Паулик" со стандартными платина-платинародиевыми термопарами, при скорости нагревания 6-9 град/мин. Эталоном являлось прокаленная окись алюминия; тигли изготовляли из кварца. Остаток вещества после ДТГ - анализа всегда анализировали методом РФА.

ИК спектры регистрировали на спектрометре UR-20 в области частот .400-4000 см⁻¹. Образцы представляли собой таблетки, в которые порошок вещества спрессовывался с бромидом калия.

Спектры КР^х получали с помощью спектрометра ДФС-24. В качестве возбуждающего источника использовали гелий-неоновый лазер с длиной волны 6328 10⁻¹ нм.

В работе были использованы следующие реактивы: оксид сурьмы (III) марки "Ч", хлорид сурьмы (III) марки "ОСЧ", бромид сурьмы (III) марки "Ч", оксид висмута (III) марки "ОСЧ", хлорид висмута (III) (одноводный) – BiCl₃ · H₂O марки "ОСЧ", и бромид висмута (III) марки "Ч".

По данным РАФ исходный оксид сурьмы состоял из смеси валентинита и сенармонтита. Для дальнейшей работы его очищали возгонкой в вакууме 10⁻¹Па при температуре 500°С в горизонтальном кварцевом реакторе. При больших температурах происходил механический перенос вещества, вследствие высокой скорости переноса. Возгон состоял из двух накладывающихся друг на друга зон. Зона, отвечающая температуре конденсации около 300°С, представляла собой крупнокристаллический светло-желтый (в более горячей части) или белый мелкокристаллический (в более холодной части) слой. При температурах ниже 200°С конденсировался налет черного цвета. Для работы использовалась наиболее светлая часть возгона, состоящая по данным РФА, только из низкотемпературной кубической модификации оксида сурьмы (III) -. сенармонтита. .Интересно отметить, что фазовый переход сенармонтит-валентинит наблюдался только на термограммах неочищенных образцов оксида сурьмы (III). Температура фазового превращения и плавления такого образца (ДТА) составили 561 и 655°С,соответственно. На термограмме очищенного сублимацией образца имеется лишь один эндотермический эффект при 655°С, отвечающий плавлению. Этот факт, по-видимому объясняется не только кинетической затрудненностью перехода сенармонтит-валентинит [4], но и значительной энергией активации зародышеобразования валентинита.

Исходные хлорид и бромид сурьмы (III) также дополнительно очищали возгонкой в вакууме при остаточном давлении 10⁻¹ Па и температурах 65 и 90°С, соответственно. Ввиду сильной гигроскопичности этих веществ всю работу с ними проводили в сухой камере (осушитель-пятиокись фосфора). Тригалогенид помещали в тщательно промытый (царская водка, дистиллированная вода) реактор из молибденового стекла или стекла пирекс, лишь после выдержки последнего в сухой камере в течение 2-х суток. Температуры плавления двухкратновозогнанных веществ, определенные методом ДТА, составили 72°С для хлорида и 97°С для бромида. Данные РМ этих образцов хорошо согласуются с литературными данными.

Исходный оксид висмута (III) представлял собой, по результатам РФА низкотемпературную моноклинную α - модификацию. На термограмме оксида висмута зарегистрировано два эндотермических эффекта при 725 и 825°С, первые из которых соответствует полиморфному превращению $\alpha \rightarrow \delta - Bi_2O_3$, а второй плавлению.

Получение безводного хлорида висмута (III) из исходного кристаллогидрата представляло собой довольно трудоемкий процесс. Моногидрат трихлорида висмута обезвоживали нагреванием при 150°С в вакууме при постоянной откачке до 10⁻¹Па и вымораживании выделяющейся воды в ловушке с жидким азотом. Полученный, таким образом, продукт очищался двухкратной возгонкой в вакууме 10⁻¹ Па и 190°С. Бромид висмута (III) очищали таким же способом и при тех же условиях. Результаты РФА тригалогенидов висмута хорошо согласуются с литературными сведениями. По данным ДТА температуры плавления хлорида и бромида висмута составили 232 и 219°С, соответственно.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИСТЕМ BI₂O₃-BICL₃, SB₂O₃-SBCL₃

Курбанов К.Р

Казахстан, КНУАП, e-mail: knuap_k@rambler.ru

PHYSICAL-AND-CHEMICAL ANALYSIS OF Bi₂O₃-BiCl₃, Sb₂O₃-SbCl₃ SYSTEMS Kurbanov K.R.

Analysis of elementary cells parameters permitted to suggest their stratified structure and to build the models of these compounds structures based on layers interchange with the structures of $\beta - Bi_2O_3 \mu$ BiOX types.

На термограмме бромида висмута наблюдался эндотермический эффект при 160°С, соответствующий превращению $\alpha - BiBr_3 \rightarrow \beta - BiBr_3$.

Перед изучением фазовых равновесий в системах проводился гомогенизирующий отжиг тщательно растертых и перемешанных компонентов без их предварительного сплавления. Смеси в области составов 0-50 мол.% оксида металла готовились через 5-10 мол.%, в области 50-70 мол.% через 3-5 мол.% и в области 70-100 мол.% через 0,5-1 мол.%. Исходные компоненты взвешивались с точностью не ниже 0,001г., тщательно перетирались и перемешивались в агатовой ступке. Приготовленные смеси помещались в кварцевые ампулы, которые откачивались и отпаивались при остаточном давлении 10 Па. Перетирание компонентов, взвешивание и перемешивание осуществлялись в сухой камере. При изучении систем с участием оксида висмута (III) ввиду взаимодействия Bi₂O₃ при повышенных температурах как с большинством металлов, так и материалами тиглей на основе окислов (кварц, алунд, и т.д.) [1,2], отжиг составов, содержащих более 75 мол.% Bi₂O₃, проводили в платиновых тиглях, впаянных в кварцевые ампулы.

Навески во всех случаях были приблизительно одинаковыми (4-5г.). Температура и продолжительность отжига подбирались па основании предварительных термографических экспериментов и приведены в таблице, где также даны результаты РФА отожженных образцов. В случае систем на основе оксида сурьмы взаимодействия исследуемых веществ с кварцем не наблюдалось ни при отжигах в течение длительного времени, ни при однократной, переплавке в условиях работы на пирометре (поданным РФА и визуального контроля). Заметного взаимодействия образцов, содержащие оксид висмута с кварцем и платиной не обнаружено, однако при переплавлении образцов составов 97-100 моль.% Bi_2O_3 на термограммах сразу за эндотермическими эффектами, соответствующими окончательному плавлению, наблюдались сильные экзотермические эффекты. РФА переплавленных в условиях работы на пирометре образцов, показал наличие в них значительного количества силикатов висмута $Bi_4Si_3O_{12}$ и $Bi_2ASi_2O_{40}$. Охлаждение отожженных составов проводилось в режиме выключенной печи.

Вследствие значительного переохлаждения расплавов (до 50°С) Т-Х фазовые диаграммы всех систем строились только по кривым нагревания. Кривые охлаждения использовались лишь иногда для интерпретации природы эффектов.

По данным РФА отожженных образцов (табл.) в системе $Sb_2O_3 - SbCl_3$ обнаружены три промежуточные кристаллические фазы составов 50(1), 71,4±0,5(П) и 84,6±0,5(Ш) мол.% оксида сурьмы, которые соответствуют описанным в литературе соединениям SbOCl, $Sb_4O_5Cl_2$, $Sb_8O_{11}Cl_2$ [3,4,5]. В системе $Sb_2O_3 - SbBr_3$ установлено существование только двух фаз, содержащих 71,4±0,5 ($Sb_4O_5Br_2 - 1$) и 84,6±0,5 ($Sb_8O_{11}Br_2 - II$) мол.% Sb_2O_3 . В пределах погрешности эксперимента (±0,5мол.%) областей гомогенности на основе кристаллических соединении и компонентов в системах не обнаружено. Построенные по результатам ДТА Т-Х фазовые диаграммы систем подтверждают выводы РФА как по количеству, так и по составу фаз [6,7].

Соединение SbOCl плавится инконгруэнтно при 280° C, a Sb₄O₅Cl₂, Sb₈O₁₁Cl₂, Sb₄O₅Br₂ и Sb₈O₁₁Br₂ конгруэнтно при температурах 595, 585, 610 и 635°C.

Фазы Sb₈O₁₁Cl₂ и Sb₈O₁₁Br₂ при температурах 351 и 345°С, по - видимому, претерпевают полиморфные превращения, на что указывают обратимые тепловые (эндо-при нагревании и экзо-при охлаждении) эффекты в области составов 72-95 мол.% Sb₂O₃, достигающие максимальных значений на термограммах индивидуальных фаз. Подтвердить это предположение путем рентгенофазового изучения образцов соединений, закаленных от 400°С, не удалось. Эвтектики со сторон галогенидов сурьмы в обеих системах практически вырождены. Их температуры плавления в пределах ошибки эксперимента совпадают с температурами плавления чистых хлорида и бромида сурьмы (III). Эвтектики между фазами Sb₄O₅X₂ и Sb₈O₁₁X₂ имеют состав около 78 мол.% Sb₂O₃ и плавятся при температуре 575°С в случае хлоридной и при 600°С в бромидной системе. Эвтектики между Sb₈O₁₁X₂

и Sb₂O₃ имеют следующие координаты: 89 мол.% Sb₂O₃, 580°C и 91 мол.% Sb₂O₃, 610°C, соответственно.

Таблица

<u> </u>	$SU_2U_3 - SUU_{13}, SU_2U_3 - SUD_{13}$						
Sb_2O_3	Условия отжига	Фазы обнаруженные в системе					
мол.%							
		Sb ₂ O ₃ - SbCl ₃	$Sb_2O_3 - SbBr_3$				
0	200°С – 500 час.	SbCl ₃	SbBr ₃				
5	то же	$SbCl_3 + I$	$SbBr_3 + I$				
45	-	$I + SbCl_3$	$I + SbBr_3$				
50	-	Ι	$I + SbBr_3$				
52	-	I + II	$I + SbBr_3$				
70,5	-	II + I	$I + SbBr_3$				
71,4	450°С – 250 час.	II	Ι				
72,3	то же	II + III	I + II				
83,5	-	III + II	II + I				
84,6	-	III	II				
85,5	-	$III + Sb_2O_3$ куб.	$II + Sb_2O_3$ куб.				
95,5	-	Sb ₂ O ₃ куб. + III	Sb ₂ O ₃ куб. + II				
100	-	Sb ₂ O ₃ куб.	Sb ₂ O ₃ куб.				

Условия отжига и результаты РФА образцов в системах Sb₂O₃ – SbCl₃, Sb₂O₃ – SbBr₃

Линии ликвидуса для составов, обогащенных тригалогенидами, построены ориентировочно в связи с тем, что сосудики Степанова не выдерживали давлений, развивающихся при высоких температурах из-за высокого давления насыщенного пара галогенидов сурьмы (III).

Вид фазовых диаграмм обеих систем указывает на существование широких областей расслаивания в жидкой фазе 15-67 мол.% Sb₂O₃ и 15-65мол.% Sb₂O₃ при температурах: выше 585 и 605°C, соответственно. Однако на шлифах образцов, закаленных из расплава, визуально расслаивание не обнаружено в связи с трудностями изготовления шлифов хорошего качества (солевые системы).

Межплоскостные расстояния и относительные интенсивности линий на рентгенограммах порошка фаз SbOCl, Sb₄O₅Cl₂, Sb₈O₁₁Cl₂ и Sb₄O₅Br₂) хорошо согласуются с описаными в литературе [6,7].

Следует отметить, что попытки синтезировать и исследовать фазу SbOBr не удались, хотя по виду термограммы механической смеси оксида и бромида сурьмы 50 мол.% Sb₂O₃ можно было предположить, что экзотермический при 120 и эндотермический эффекты при 190°C соответствуют образованию и разложению этого соединения, а эндотермический эффект при 600°C отвечает плавлению Sb₄O₅Br₂.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Герзанич Э.А., Фридкин В. М., Сегнетоэлектрики типа AVBVICVII, М., Наука, 1982 г., стр.227.
- 2. . Kramer V., NitscheR., Schuhmacher M., Vapour Growth of Antimony-Oxide-Iodie and its Ferroelastic Properties, J. Cryst. Growth, 1974, v.24/25, №1, p.179-182.
- 3. Аносов В. Я., Бурмистрова Н. П., Озерова М. П., Цуринов Г. Г., Практическое руководство по физико-химическому анализу, Казань, Изд-во Казанского ун-та, 1971, с.172.
- 4. Gopalokrishnan P. S., Manohar H., Kinetics and Mechanisms of Transformation in Antimony Trioxide from Orthorombie Valentinite to cubic Senarmontite, J. Solid State Chem., 1975, v.15, №1, p.61-67.
- 5. Гурвич А. М., Введение в физическую химию кристаллофосфоров. М., Высшая школа, 1932, с.86.
- 6. Нургалиев Б. З., Поповкин Б. А., Новоселова А. В., Физико-химический анализ систем Sb₂O₃-SbCl₃, Sb₂O₃-SbBr₃. Ж. неорган. химии, 1981, т.26, №4, с.1043-1047.
- 7. Aurivillius B., Crystal Structure of NdBi₅O₈Cl₂, single Crystal Jnverstigations on Bi₃O₄Br and Bi₁₂O₁₇Br₂. Chemica Scripta, 1987, vol.24, p.125-129.



ОПТИМИЗАЦИЯ МЕСТОПОЛОЖЕНИЯ ДАТЧИКОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РЕГИСТРАЦИИ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОНСТРУКЦИЯХ Местников В.А., Семенов Я.С.

Россия. Якутск. Якутский государственный университет, кафедра Машиноведение yansemenov@mail.ru

OPTIMIZATION OF THE POSITION RECORD ACOUSTIC SOUND OF THE REGISTRATION DEFECT ON CONSTRUCTION V.A. Mestnicov, Y.S. Semenov

Optimization of the record acoustic sound of the registration defect on construction made on the mathematically modeling.

Введение. Проблема концентрации напряжений в деформируемом упругом теле с различного рода концентраторами напряжений является весьма актуальной из-за зарождения начальных микротрещин переходящих в быстро развивающие магистральные трещины[1-4].

Наиболее широко применяемым методом является метод акустической эмиссии при непрерывной долговременной диагностике состояний конструкций, механизмов, машин, ферм железнодорожных мостов, корпусов реакторов и т.д.

Цель данной работы – найти сумму наименьших расстояний от k - источников дефектов до датчика АЭ. Написать программу нахождения точки, сумма расстояний от которой до k точек на плоскости минимальна на языке «Pascal».

Постановка задачи. Поставлена задача о наименьшей сумме расстояний до k точек. На плоскости дано k точек. Найти точку, сумма расстояний от которой до этих точек минимальна.

Задача Ферма-Торричелли-Штейнера. На плоскости даны три точки *A*, *B*, *C*, не лежащие на одной прямой. Для какой точки Т плоскости сумма расстояний *AT*+*BT*+*CT* наименьшая?

Решение. Выстроим отрезки *AT*, *BT* и *CT* в ломаную линию. Теперь применим поворот. Повернем плоскость на 60° вокруг точки A, при этом точка C перейдет в некоторую точку D, а точка *T*- в точку *N*. Треугольник *AND* равен треугольнику *ATC*, поскольку переходит в него при повороте на 60°, значит *TC=ND*. Треугольник *AND* - равносторонний, так как AT=AN и угол $TAN=60^{\circ}$, значит *TC=ND*. треугольник *AND* - равносторонний, так как AT=AN и угол $TAN=60^{\circ}$, значит *TC=ND*. Треугольник *AND* - равносторонний, так как AT=AN и угол $TAN=60^{\circ}$, поэтому TA=TN. Итак сумма AT+BT+CT равна длине ломаной *BTND*, а значит, она не меньше длины отрезка *BD* [см.приложение 5]

Равенство достигается, когда точки B, T, N, и D лежат на одной прямой (в указанном порядке). Это означает, что сумма углов *BTA* и *ATN* равна 180° и, следовательно, угол *BTA* равен 120°; а также сумма углов *AND* и *ANT* равна 180°, значит, угол *AND* равен 120°, поэтому угол *ATC* равен 120°. Таким образом, лучи *TA*, *TB*, *TC* образуют два угла в 120°, поэтому и третий угол между ними равен 120°.[см. приложение 6]

Точка T, из которой все стороны треугольника видны под углами 120° , имеет несколько названий. Иногда ее называют точкой Ферма, иногда- точкой Торричелли, иногда точкой Штейнера. Это еще одна замечательная точка треугольника, наряду с центром тяжести, ортоцентром, центрами вписанной и описанной окружностей. Правда, в отличие от четырех замечательных точек, точка Торричелли существует не у каждого треугольника.

- 1. Если у треугольника есть точка Торричелли, то она является единственной точкой минимума суммы расстояний до вершин треугольника.
- 2. Треугольник имеет точку Торричелли тогда и только тогда, когда все углы меньше 120°.

Если один из углов больше или равен 120° (например, угол A), то в какой точке сумма расстояний будет минимальна? Ответ: в вершине этого угла. Пусть угол $A \ge 120^\circ$, а М - произвольная точка плоскости. Если М не лежит внутри угла A, то один из углов MAC или MAB - тупой (пусть это угол MAC), а это значит, MC>AC, с другой стоны, по неравенству треугольника, MA+MB>AB, поэтому MA+MB+MC>AB+AC.

Если же M лежит внутри угла A, то вновь повернем плоскость на 60° [см. приложение 7], и получим, что треугольник *BAD* лежит внутри четырехугольника *BMND*, поэтому периметр треугольника меньше периметра четырехугольника. Следовательно,

AB+AC=AB+AD < BM+MN+ND=BM+AM+CM.

Теорема Торричелли – Ферма - Штейнера. Если все углы треугольника меньше 120°, то точкой минимума суммы расстояний до его вершин является точка Торричелли. Если же один из его углов больше или равен 120°, то такой точкой является вершина этого угла.

Задача о минимальной сумме расстояний до k точек Представим себе, что точки $x_1,...,x_k$ нарисованы на столе. Просверлим в этих точках дырки, через которые пропустим веревки. К каждой веревке подвесим груз массой один килограмм, а сверху свяжем веревки в один узел. Отпустим все грузы [см. приложение 8]. Система через некоторое время придет в положение равновесия. Считая веревки невесомыми и пренебрегая трением, попробуем охарактеризовать это положение.

С одной стороны, оно соответствует минимуму потенциальной энергии, а это значит, что сумма расстояний от узла до k данных точек минимальна. В самом деле, выбрав уровень стола за нулевой уровень, получим, что потенциальная энергия каждого груза равна mgh_i (она будет отрицательна), где h_i - длина *i*- й веревки под столом. Поэтому минимальная потенциальная энергия системы соответствует положению, когда сумма длин всех веревок под столом-наименьшая(поскольку сумма длин всех веревок постоянна).

Итак, в положении равновесия сумма расстояний от узла x до k данных точек минимальна. Если при этом узел застрял в одной из дырок x_i , то минимум суммы расстояний достигается именно в точке x_i . Если же это не так, то сумма сил, действующих на узел со стороны веревок, равна нулю. Все силы натяжения веревок равны по модулю, так как все грузики имеют равные массы. Следовательно, сумма равных по длине векторов, направленных из точки x к точкам $x_1,...,x_k$, равна нулю, откуда и следует ответ. В частности, при k=3 получаем точку Торричелли.

2.1. Решение данной проблемы при k=3 и k=4. Обозначим через $x_1, ..., x_k$ данные точки, а через x- произвольную точку плоскости. Пусть также $f_i(x)=Ix-x_iI$ для i=1,...,k. Нужно найти точку x, для которой сумма $f_i(x)+...+f_k(x)$ будет наименьшей. Производная функции $f_i(x)$ является единичным вектором, сонаправленным вектору $x-x_i$. Если x-точка минимума, то либо сумма таких векторов равна нулю, либо одна из функции f_i не имеет производной в точке x, а это значит, что x совпадает c точкой x_i .

При k=3 получаем точку Торричелли либо одну из вершин треугольника (как мы знаем, вершину с углом $\geq 120^{\circ}$)[см. приложение 9], при k=4 точку пересечения диагоналей четырехугольника, если четырехугольник выпуклый, а если невыпуклый - то его вершину, лежащую внутри треугольника с вершинами в трех оставшихся точках. При $k\geq 5$ эта точка, вообще говоря, не строится с помощью циркуля и линейки.[1]

2.2. Структура программы, нахождения координат точки на плоскости сумма расстояний от которой до k точек минимальна.

Const	s:=0;
NN=100;	for t:=1 to n do
Var	begin
x,y:array[120]of real;	q:=sqrt(sqr(x[t]-a)+sqr(y[t]-b));
i,n,j,t,p:integer;	s:=s+q;
min,q,aa,bb,s,a,b,maxx,minx,maxy,miny,r1,r2:real;	end;
procedure minmin;	if s <min aa:="a;bb:=b;</td" begin="" min:="s;" then=""></min>
begin	end;
minx:=aa-r1;	a:=a+r1;
maxx:=aa+r1;	end;
miny:=bb-r2;	a:=minx;
maxy:=bb+r2;	b:=b+r2;
r1:=(maxx-minx)/NN;	end;
r2:=(maxy-miny)/NN;	end;
a:=minx; b:=miny;	begin
min:=maxint;	assign(input,'input.txt');reset(input);
for i:=1 to NN do	<pre>assign(output,'output.txt');rewrite(output);</pre>
begin	readln(n);
for j:=1 to NN do	maxx:=-maxint; maxy:=-maxint;
begin	minx:=maxint; miny:=maxint;

Выводы. Разработан метод оптимизации местоположения датчика акустической эмиссии, что позволяет снижать уровень шумов и определенно выделять полезный сигнал.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК В НЕОДНОРОДНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ Миронов Ю.П.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, myp@ispms.tsc.ru

APPLICATION OF X-ray DIFFRACTION METHOD FOR PRODUCING OF SUPERFICIAL DISTRIBUTIONS OF STRUCTURALLY SENSITIVE CHARACTERISTICS IN THE HETEROGENEOUS SURFACE LAYERS OF THE MATERIALS Mironov Yu.P.

The procedure of producing of one-dimensional distributions X-ray sensitive physical magnitude for cases of their heterogeneity along a superficial normal of the crystal sample is developed. It uses the physical characteristics averaged on the thickness of the effectively reflecting layer, which are obtained from the X-ray diffraction experiment.

При исследовании кристаллических материалов методом РСА фактически получают усреднённую информацию 0 структурно-фазовом состоянии эффективно отражающего поверхностного слоя образца. В случае однородного материала с наличием тонкого рентгенопрозрачного поверхностного слоя, полученная информация оправданно приписывается всей объёмной части образца. Однако если исследуется материал с поверхностной неоднородностью толщиной более 1÷10 мкм, то усреднённая информация не позволяет судить ни о состоянии большей части объёма образца, не охваченного рентгеновской дифракцией, ни о наборе локальных состояний в рентгеноотражающем неоднородном поверхностном слое. В то же время, используя метод асимметричных съемок, возможно изменять толщину эффективно отражающего поверхностного слоя на 2 порядка при использовании фиксированной длины волны рентгеновского излучения [1, 2] и ещё на 1÷2 порядка при использовании двух излучений: минимальной и максимальной проникающей способности. В такой ситуации становится оправданным получение одномерных распределений физических характеристик по их усреднённым значениям, полученным из рентгенодифракционных экспериментов.

Цель работы: разработать методику получения одномерных распределений рентгеночувтвительных физических величин для случаев их неоднородности вдоль поверхностной нормали кристаллического образца.

Пусть в образце имеется одномерное распределение по глубине от поверхности для величины F(h) (которое можно представить и виде дискретного набора $F_i(h)$), определяющей локальное структурно-фазовое состояние. Его необходимо найти из полученного в рентгеновском эксперименте набора величин $\langle F(h) \rangle_i$, усреднённых по различным толщинам эффективно отражающего слоя h_i . По

определению, для точки *i*=1, соответствующей минимальной величине h_1 , имеем $\langle F_1 \rangle = F_1$.

Далее в эксперименте выбираем шаг Δh таким, чтобы вклады отдельных слоёв в среднюю величину $\langle F(h) \rangle_i$ оказались одинаковыми. Так как рентгеновская интенсивность убывает вглубь образца экспоненциально, необходимо взять постоянным шаг в логарифмической шкале (рис.1): $\Delta \ell n(h) = const$ [1]. Тогда, для точки *i*=2, имеем $\langle F_2 \rangle = (F_1 + F_2)/2$, откуда $F_2 = 2\langle F_2 \rangle - F_1$. Соответственно, для точки *i*=3: $F_3 = 3\langle F_3 \rangle - F_1 - F_2 = 3\langle F_3 \rangle - 2\langle F_2 \rangle$ и т.д.

Величина погрешности определения $F_i(h)$ в этом алгоритме возрастает с увеличением h, однако критерием корректности будет то, что для больших h величина $F_i(h)$ должна стремиться к значению внутри массивного образца, определенному из независимого эксперимента.



Рис.1. Выбор шага толщины эффективно отражающего слоя образца $\Delta \ell n(h) = const.$

Переход от усреднённых к локальным величинам может быть проведён и для непрерывных функциональных зависимостей $\langle F(h) \rangle$ и F(h), где $\langle F(h) \rangle$ является аппроксимирующей функцией для полученных экспериментальных точек. В этом случае требование для выбора шага $\Delta \ell n(h) = const$ отсутствует, однако для корректного выбора функции по-прежнему требуется достаточное число равномерно распределённых экспериментальных точек. Применив определение для среднего значения функции F(x) в интервале $[a \div b]$ [3]

$$\langle F(x) \rangle_{[a \div b]} = \frac{1}{b-a} \int_{a}^{b} F(x) dx$$

для интервала $[0 \div x]$, произведя формальную замену переменной интегрирования $x \leftrightarrow t$, получаем

$$\langle F(x) \rangle = \frac{1}{x} \int_{0}^{x} F(t) dt$$

что уже является функциональной зависимостью среднего значения функции *F* от аргумента *x*. Помножим обе части уравнения на *x*:

$$\int_{0}^{x} F(t)dt = \langle F(x) \rangle \cdot x$$

затем, продифференцировав, получаем формулу для нахождения текущего (локального) значения F(x) по значению её средней величины $\langle F(x) \rangle$ на интервале $[0 \div x]$:

$$F(x) = \langle F(x) \rangle + x \cdot \langle F(x) \rangle$$

Как и для дискретных величин, наиболее удобным аргументом является $x = \ell n(h)$, в этом случае в качестве аппроксимирующей функции $\langle F(x) \rangle$ удобно воспользоваться полиномом. Заметим, что и функция F(x) оказывается полиномом той же степени.

Данная методика применена для получения распределений по глубине в диапазоне $0,1\div15$ мкм величин микродеформаций, связанных с микронапряжениями 1-го рода, в закалённых, а также подвергнутых ионному или электронному облучению образцах с плоской поверхностью. В качестве экспериментальных данных использовались дифрактограммы, полученные в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН с использованием симметричной и асимметричной схем отражения и излучений Си-К_а и Co-K_a.

Литература

- [1] Иванов А.Н., Ягодкин Ю.Д. // Заводская лаборатория. 2000. Т. 66. №5, с.24-35.
- [2] Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Лотков А.И. // ЖТФ.2008,вып.7. Т.78, с.118-126.
- [3] Корн Г., Корн Т. // Справочник по математике для научных работников и инженеров. М.: Наука, 1974.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА УРОВНЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛОСКИХ ИЗДЕЛИЯХ

Оноприенко В.Г.

Украина, Донецкий национальный технический университет,

QUANTITATIVE ESTIMATION OF LEVEL OF INTERNAL TENSIONS IS IN FLAT WARES Onoprienko V.G.

Ukraine, Donetsk National Technical University, onoprienko_v@mail.ru

The method of estimation of internal tensions is in-process offered in sheet metallic materials, arising up as a result of heat treatment, with the use of measuring of remaining deformation in circular standards.

В процессе изготовления изделий из листовых материалов, в частности отрезных алмазных кругов, поверхностные слои в процессе силового шлифования подвергаются многократным тепловым и механическим воздействиям. Такие воздействия приводят к повышению уровня внутренних напряжений. При последующей термической обработке эти напряжения ведут к нежелательной автодеформации изделия. Для правильного выбора параметров дополнительной термической обработки, применяемой для снятия остаточных внутренних напряжений, необходима методика как качественной, так и количественной оценки уровня напряжений.

Существует большое число методов для оценки уровня внутренних напряжений, которые можно разделить на две группы: разрушающие и неразрушающие. Большинство неразрушающих методов характеризуются необходимостью применения специального оборудования и сложностью последующих расчетов, что ограничивает их применение непосредственно в ходе производственного процесса. Целесообразно разработать такой метод оценки внутренних напряжений, который позволил бы проводить их оценку без специального оборудования и при небольшой сложности расчетов.

Разработанный метод количественной оценки уровня внутренних напряжений основан на измерении величины зазора в специальных кольцевых образцах по типу образцов Френча (рис. 1). Образцы представляют собой незамкнутое кольцо диаметром 33 мм, изготовленное из стали 65Г.



Рисунок 1 – Кольцевые образцы для исследования уровня внутренних напряжений

Имитация теплового воздействия на эти образцы проводилась путем проведения циклической тепловой обработки (ЦТО) по режиму нагрев до 800-850 °С – охлаждение в 5% растворе NaCl.

Для различного числа циклов (4, 6, 8, 10) измерялась относительная величина раскрытия кольца $\Delta l/l_{\text{нач}}$. Воздействие остаточных внутренних напряжений заменяется действием некоторой виртуальной деформирующей силы Р, действующей по нормали к краевым сечениям кольца. Путем аналитического расчета с применением теории сопротивления материалов [3] можно определить зависимости, описывающие распределения по окружности кольца нормальной силы N и изгибающего момента

M:
$$\mathbf{M} = \mathbf{M}(\mathbf{P}, \varphi), \mathbf{N} = \mathbf{N}(\mathbf{P}, \varphi)$$

Распределение нормальных напряжений о в произвольном радиальном сечении кольца может быть описано как:

$$\sigma(\rho) = \frac{N}{F} \pm \frac{M}{F \cdot c} \frac{\rho - r_0}{\rho},$$

где $r_0 = \frac{h}{\ln(\frac{r_1}{r_2})}$ - радиус кривизны нейтрального слоя, $c = r - r_0$, F – площадь сечения кольца.

DFMN-2009

В соответствии с законом Гука можно определить деформацию некоторого элементарного элемента кольца (рис. 2) как функцию от нормального напряжения: $d\delta \varphi = f(\sigma)$.



Рисунок 2 – Деформация элементарного элемента кольца

Результирующая деформация кольца находится путем интегрирования деформаций элементарных элементов по окружности кольца:

$$\Delta \varphi \equiv \int_{\varphi} d\delta \varphi = f(P)$$
$$\Delta l_{CP} = f(P)$$

Зная относительную величину раскрытия кольца и распределение нормальной силы N и изгибающего момента M по окружности кольца возможно определение виртуальной силы $P = f(\Delta l_{CP})$.

По расчетной силе Р определяются внутренние нормальные напряжения в опасном сечении кольца I-I (рис. 1) и строится эпюра распределения нормальных напряжений.

Эпюра распределения внутренних нормальных напряжений по в сечении кольца I-I и зависимость среднего нормального напряжения от числа циклов ЦТО представлены на рисунке 3.

Таким образом данная методика расчета уровня внутренних напряжений позволяет рассчитать уровень внутренних нормальных напряжений в опасном сечении кольца I-I (рис. 1).



Рисунок 3 - Практические результаты расчета внутренних напряжений

а) эпюры внутренних нормальных напряжений в опасном сечении кольца,

б) зависимость среднего нормального напряжения от числа циклов ЦТО

ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ОСИ НАГРУЖЕНИЯ ИСПЫТАТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ НА ЗНАЧЕНИЕ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ Петухов А.И.¹, I. McEnteggart², Геров В.В.³ ¹Россия, МАИ, каф. 207, sanyapetukhov@gmail.com ²Великобритания, Instron – Division of ITW Limited, ian_mcenteggart@instron.com ³Россия, ООО «Новатест», vger@novatest.ru

THE INFLUENCE OF SYSTEM'S LOAD STRING CONFIGURATION ON THE ELASTICMODULUS VALUE A.I. Petukhov, I. McEnteggart, V.V. Gerov

The analysis of the influence material testing system's configurations on elastic modulus measurement was done in the paper. Recommendations for methods of deformation measurements, specimen's types, gripping solutions and axis alignment were suggested.

Модуль упругости - это важное свойство материала и ключевой параметр инженерного проектирования. Точное определение значения модуля упругости материала важно, как для определения упругих свойств материала, так и для дальнейшего расчета показателей предела текучести, относительного удлинения и других показателей физико-механических свойств материала (рис. 1)



На рисунке 1 показаны две лини модуля со значениями 205 и 199 ГПа. Можно заметить, что отклонение линии модуля меняет вычисляемые значения условного предела текучести (σ_{0.2} (R_p)) и относительного удлинения (δ_{отн} (А)). Зачастую на практике расхождение в значениях модуля упругости может достигать 10% и более. Помимо погрешностей в измерении нагрузки и деформации, немаловажным фактором, влияющим на получение исходных данных для дальнейшего расчета показателя модуля упругости и, соответственно, зависимых от него параметров, является конфигурация оси нагружения испытательной системы. Основным требованием, предъявляемым к испытательной системе, является обеспечение высокого уровня соосности между осью приложения нагрузки и осью измерения деформации. Данный параметр зависит от следующих факторов: метода измерения деформации; правильного выбора типа образца; точности установки образца в захватных приспособлениях в процессе испытания. На рис. 2 показаны результаты испытаний плоского образца на растяжение. Красной и синей линией показаны зависимости напряжения от деформации, измеренной на противоположных сторонах образца, черная линия показывает среднее значение. На рисунке явно видны отклонения в измеренных значениях деформации. Это вызвано следующими факторами: 1) неточностью в установке захватных приспособлений, что привело к предварительному изгибу образца; 2) использованием плоского образца – это наиболее сложный для центровки тип образцов; 3) измерением деформации односторонним навесным контактным экстензометром, который устанавливается вручную. В данном случае использовалось два экстензометра, для демонстрации влияния отклонения несоосности нагружающей оси, обычно используют один, при этом очевидно, что измеренные зависимости напряжения-деформации на разных сторонах образца сильно разнятся, и соответственно полученные по ним значения модуля будут так же отличаться. На данном примере видно, что на одном и том же образце при одном и том же испытании, можно получить значительную разницу в вычисляемых значениях модуля упругости, разница может составлять более 15%.

Одним из решений по сокращению влияния факторов является усреднение зависимостей напряжениедеформация. В данном случае средняя линия наиболее приближена к реальному значению модуля упругости испытанного материала. Для усреднения значений измеряемой деформации существуют специальные

высокоточные усредняющие экстензометры (рис. 3), которые автоматически строят усредняющую кривую, исключая вспомогательные построения.





Рис. 3 Навесной усредняющий экстензометр

Рис. 4 Система контроля соосности

Стоит отметить, что для получения качественных данных по деформации, для вычисления модуля упругости, не достаточно использовать просто усредняющий экстензометр. Это должен быть высоко-точный датчик деформации (класс 0.2 или 0.5), с высоким разрешением по перемещению, что может быть обеспеченно только при использовании датчика деформации с большой базовой длинной и с минимальным перемещением, достаточным только для измерения деформации в упругой зоне. При несоблюдении данного условия чувствительность датчика не позволит получить необходимого количества точек в упругой зоне деформаций, для точного расчета модуля упругости [1]. Наиболее простым и точным решением для высокоточного измерения деформации для расчета модуля упругости, являются наклеиваемые тензометрические датчики, которые также должны быть наклеены на противоположных сторонах образца. Однако исключить влияние отклонений вызванных центровкой захватных приспособлений и зажатого образца, только усреднением измерения деформации, не возможно. Существует большое количество решений и рекомендаций по повышению соосности нагружающей системы для обеспечения высокой точности измерения модуля [2]. Для начала, необходимо правильно выбрать тип испытуемого образца. Наиболее сложным для качественной центровки в захватных приспособлениях типом стандартных образцов, как было уже сказано выше, являются любые типы плоских (прямоугольных) образцов. Это связанно с тем, что, помимо, отклонения от параллельности и возникновению различных форм изгиба образца, вносящих погрешность в измерение деформации, может возникнуть и крутящий момент из-за неточности установки захватов, что повлияет на качество измерения нагрузки, что в свою очередь внесет дополнительную погрешность в исходные данные для построения кривой напряжение-деформация и к последующему вычислению значения модуля упругости. Наиболее подходящим типом образцов для измерения модуля упругости, является цилиндрический, особенно образцы с заплечиками, которые, из-за особенности крепления в самовыравнивающихся захватах, минимизируют влияние неточности установки захватных приспособлений и обеспечивают высокий уровень соосности нагружающей оси. Однако не всегда есть возможность использования образцов с заплечиками, для проведения испытаний иногда приходится использовать и другие типы образцов, в том числе и плоские, например, при испытании композиционных материалов. Наиболее простым решением для обеспечения высокого уровня соосности нагружающей оси при испытании сложных для центровки образцов, являются самовыравнивающиеся переходники, которые устанавливаются между датчиком нагрузки и захватным приспособленем. Для более точного выравнивания оси нагружения можно использовать специальную систему контроля и регулирования соосности (рис. 4) [3]. Данная система состоит из выравнивающего шарнира с четырьмя степенями свободы, эталонного образца, с наклеиваемыми тензометрическими датчиками, блока электроники и программного обеспечения. Данная система позволяет выровнять ось нагружения с точностью в сотые доли микрона и обеспечить получение качественных данных для построения кривой напряжениедеформация и дальнейшего вычисления значения модуля упругости.

В заключении стоит отметить, что из выше сказанного, очевидно, что влияние комплектации оси нагружения испытательной системы на получение исходных данных для расчета модуля упругости материала очень велико. Получить хорошие результаты на системах, специально не подготовленных для таких испытаний не получиться.

1. Dyson, B.F., Loveday, M.S., Gee, M.G., (Eds), Aspects of materials metrology and standards for structural performance, Chapter 8: Aspects of modulus measurements, Elsevier Applied Science, London, 1994

2. Lord J.D., Morrell R., A National Measurement Good Practice Guide No. 98, Elastic Modulus Measurement, NPL, Teddington, 2006

3. Информационный лист POD_8000-170_rev3_0705 - AlignPro Fixture, www.instron.com

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕТОДОМ ПАС РАДИУСОВ ПОР И ИХ КОНЦЕНТРАЦИЙ В ПОРИСТОМ КРЕМНИИ

^{1,2}Прокопьев Е.П., ²Графутин В.И., ¹Тимошенков С.П., ²Илюхина Г.Г., ²Мясищева Г.Г., ²Савельев Г.И., ²Фунтиков Ю.В.

¹Московский институт электронной техники (технический университет),

124498, Москва, Зеленоград Россия,

²ФГУП ГНЦ РФ Институт Теоретической и Экспериментальной Физики им. А.И.Алиханова e-mail: epprokopiev@mail.ru

DEFINITION BY A PAS METHOD OF THE OF RADIUSES OF PORES AND THEIR CONCENTRATION IN POROUS SILICON

^{1,2}E.P. Prokopiev, ²V.I.Grafutin, ¹S.P.Timoshenkov, ²O.V.Ilyukhina, ²G.G.Myasishcheva, ²G.I.Saveliev, ²Yu.V.Funtikov

The method of definition of radiuses of pores and their concentration in porous silicon by means of positron annihilation spectroscopy is developed

Исследуемые методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) образцы пористого кремния размерами ~ $10 \times 20 \times 10$ мм³ были вырезаны из целых пластин кремния n – типа с ориентациями <111>. Для исследований были выбраны два образца, обозначаемых нами как 164(1) (исходный монокристаллический образец), PR 86 (образец пористого кремния, полученный методом электрохимической обработки в растворе HF:C₂H₅OH=2:1, при силе тока J=20 mA/см²). Параметры исследуемых пластин кремния, особенности их получения и основные характеристики спектров УРАФ приведены в табл.1 работы [1].

Отметим, что в рассматриваемых нами случаях пористого кремния и кварца случаях для соотношения между радисом пор R и $\theta_{1/2}$ рационально использовать приближенную формулу

$$R \approx R_0 = 16.6/\theta_{1/2}, \text{\AA}$$

В формуле (1) $\theta_{1/2}$ - ширина узкой компоненты в спектрах углового распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ), определяемая движением центра масс парапозитрония.

Данные табл.1 и сравнение рис.1,2 работы [1] говорят о наличии пара - *Ps* в пористом кремнии (см., например, образец пористого кремния PR86). Экспериментальные спектры УРАФ этого образца пористого кремния хорошо аппроксимируются параболой (I_p) и двумя гауссианами (I_{g1}, I_{g2}). В бездефектных же кристаллах кремния и ряде пористых образцов эти спектры представляются суперпозицией параболы и гаусса. Аннигиляция позитронов, характеризуемая параболической компонентой, может быть объяснена аннигиляцией позитронов на электронах валентной зоны кремния. В свою очередь широкая гауссова компонента I_{g1} обусловлена аннигиляцией позитронов и ортопозитрония по различным каналам в бездефектной части кристалла, объеме и на поверхности пор, а узкая гауссова компонента I_{g2} – аннигиляционным распадом парапозитрония в объеме пор. Полная ширина этой компоненты на полувысоте *FWHM* составляет величину порядка ($\theta_{1/2}$)_{g2} = 0,8 мрад, что соответствует кинетической энергии аннигилирующей электронно-позитронной пары 0,044 эВ, а ее интенсивность порядка 1,5 %; а общий выход позитрония при этом в пористом кремнии достигает величины 6 %. Для экспериментального значения ($\theta_{1/2}$)_{g2} = 0,8 мрад

по формуле (1) получили среднее значение радиуса пор $R_{tr} \approx 20,75$ Å ≈ 2 нм.

Из табл.1 работы [1] разность между интенсивностями гауссовой компоненты I_g (окисл), то есть окисленными пластинами кремния, и I_g (неокисл) (исходной неокисленной пластиной) в спектрах УРАФ, может быть записана в виде

$$\Delta I_g = I_g($$
окисл $) - I_g($ неокисл $) \sim k_{tr} \tau_1$, (1)

то есть среднее значение скорости захвата порами составляет величину

$$k_{tr} \sim \Delta I_g / \tau_1, \tag{2}$$

Оценим значение k_{tr} , определяемое выражением (2), для значения $\Delta I_g = 0,665 - 0,493 = 0,172$ [1]. С этим значением ΔI_g по формуле (2) $k_{tr} \cong I_{g2}\lambda_{cr} = 7,9 \cdot 10^8$ с⁻¹ для значения $\tau_1 = 2,19 \cdot 10^{-10}$ с получаем $k_{tr} \approx 7,9 \cdot 10^8$ с⁻¹. Размер пор и энергий в месте аннигиляции на внешних валентных

электронах *E* можно также найти, используя только данные УРАФ. Поскольку в большинстве работ приводится не дисперсия а ширина на полувысоте приведем выражение, связывающее энергию аннигилирующей электронно-позитронной пары с полной шириной на полувысоте

$$E = 6.9 \cdot 10^{-2} \left(\theta_{1/2}\right)_g^2 \tag{3}$$

Здесь *E*- энергия в э*B*, а $(\theta_{1/2})_{g}$ - полная ширина кривой УРАФ на полувысоте в мрад.

Так для образцов кремния [1] измеренная величина $(\theta_{1/2})_g$ составила 11,1 мрад и ей соответствует средняя энергия аннигилирующей электрон-позитронной пары, равная E = 8,5 эВ и обусловленная средней энергией электронов внешней оболочки атома кремния на стенке поры, которую можно принять равной энергии электрона на внешней оболочки изолированного атома кремния. При этом учитывается, что до аннигиляции позитрон и позитроний успевают термализоваться и измеренная энергия определяется, в основном, энергией электрона. Табличное значение энергии для $Si(3p^2 - {}^3P_0)$ электронной внешней оболочки кремния E(Si) = 8,1517 эВ [3]. Как видим, согласие этих величин энергий E и E(Si) вполне удовлетворительное. Таким образом, позитроны аннигилируют в основном на внешних валентных электронах атомов кремния «стенки» поры. Можно полагать, что разность величин E - E(Si) = 0,35 эВ обусловлена вкладом энергии связи позитрона, находящегося в сферическом дефекте (поре) в энергию аннигилирующих электронных пар. В этом случае для определения размера пор рационально использовать выражение

$$R = \left(\frac{37,7}{E - E(Si)}\right)^{1/2},$$
(4)

Здесь величины имеют размерности R в Å, E в эВ. Таким образом, при значении E - E(Si) = 0.35эВ размер пор равен 10,4 Å. Видим, что это значение размера пор примерно в 2 раза меньше размера пор, определенного по энергии парапозитрония. На наш взгляд имеются две основные причины этих расхождений. Во-первых, глубина проникновения парапозитрония в объем кристаллического скелета пор гораздо больше, чем для позитрона. Во-вторых, окисленная поверхность пористого кремния имеет очень сложный состав и строение. Поэтому позитрон локализуется именно в этой поверхностной пленке и претерпевает аннигиляцию именно в ней. Можно предположить, что определяющую роль играет процесс аннигиляции позитронов в слое SiO₂, покрывающую поверхность пор в пористом кремнии [1]. Поэтому можно принять в качестве величины ширины $(\theta_{1/2})_{g1} \approx 10.9$ мрад в аморфных пленках диоксида кремния [2]. Расчет по формуле (3) для этого значения $(\theta_{1/2})_{g1} \approx 10,9$ мрад дает значение энергии E - E(Si) = 8,20 - 8,15 = 0,05 эВ. Расчет по формуле (4) дает в этом случае значение размера пор $R \approx 28$ Å. Это значение радиуса пор близко к значению $R \approx 20$ Å, определенному по аннигиляционным характеристикам парапозитрония. Далее со значением $R_{tr} \approx 28$ Å определили среднее значение сечения захвата позитрона дефектами $\sigma_{tr} \approx \pi R_{tr}^2 \approx 2,461 \cdot 10^{-13}$ см². Для оценок средних значений концентраций пор приняли $k_{tr} \approx 7,9 \cdot 10^8$ с⁻¹, $\sigma_{tr} \approx 2,461 \cdot 10^{-13}$ см² и $v \approx 10^7$ см/ - скорость термализованного позитрона. Получили значение концентрации пор $N_{tr} = k_{tr} / v \cdot \sigma_{tr} = 3,21 \cdot 10^{14}$ см⁻³.

- 1. С.П. Тимошенков, Е.П. Прокопьев, В.И. Графутин и др. Части I,2 // Оборонный комплекс научно-техническому прогрессу России №4, 28 (2008).
- 2. К.П.Арефьев, С.А.Воробьев, Е.П.Прокопьев. Позитроника в радиационном материаловедении ионных структур и полупроводников. Энергоатомиздат, М. (1983). 88 с.
- 3. Физические величины: Справочник. М.: Энергоатомиздат. (1991) 1232.

ОЦЕНКА УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ Протопопов Е.А., Протопопов А.А., Вальтер А.И., Евдокимов Е.Г.

Россия, Тульский государственный университет, pea@tsu.tula.ru

ESTIMATION OF IMPACT STRENGTH OF LOW-ALLOY STEELS AT NEGATIVE TEMPERATURES Protopopov E.A., Protopopov A.A., Valter A.I., Evdokimov E.G.

Russia, Tula State University, pea@tsu.tula.ru

The design procedure of impact strength of low-alloy steels with the account of metallicity of steels is developed. The equation for estimation of impact strength in the interval of temperatures from $+20^{\circ}$ C up to -60° C is received.

Ударная вязкость, наряду с временным сопротивлением, пределом текучести, относительным удлинением и относительным сужением является одним из основных показателей механических свойств металла сварного соединения, характеризующих, в том числе, его работоспособность при низких температурах [1].

Строгий теоретический анализ ударной вязкости является сложной проблемой. В соответствии с точкой зрения академика В.П. Ларионова выявление природы ударной вязкости и хладостойкости сталей необходимо начинать с исследования поведения коллективизированных электронов, величины межатомных сил и типа межатомных связей [2]. Ударная вязкость определяется также рядом микроскопических и макроскопических факторов [1].

Можно констатировать, что величина ударной вязкости определяется параметрами иерархической цепочки строения материала на разных уровнях его организации: электронном, атомном, нано, микро и макро.

Исследования, выполненные в Казанском энергетическом университете показали, что основные механические свойства чистых металлов зависят от отношения в них степени металличности к степени ковалентности гомоядерных связей $C_{\rm M}/C_{\kappa}$ [3]. Результаты данных исследований показывают, что характеристика $C_{\rm M}/C_{\kappa}$ характеризует вклад электронного и атомного уровней организации материала в формирование его механических свойств и, в том числе, ударной вязкости.

В легированных сталях кроме гомоядерных связей Fe-Fe присутствуют гетероядерные связи Fe-Эл, где Эл -атом легирующего элемента или примеси. В связи с чем, для упрощения расчета C_M/C_{κ} низколегированных сталей, сталь, в первом приближении, заменялась эквивалентной системой из атома железа и обобщенного (приведенного) примесного элемента.

Как показали предварительные расчеты, для оценки ударной вязкости низколегированных сталей в температурном интервале +20°С ... – 60°С применимо следующее выражение:

$$KC = k_{KC} \left[\sum_{i=1}^{N} \frac{\alpha_i(T)}{\alpha_i^{293}} \left(\frac{C_{\mathcal{M}}}{C_{\kappa}} \right)_i X_{\mathcal{H}} k_{\mathcal{H}} \left(X_{\mathcal{H}} \right) + \sum_{j=1}^{M} \left(\frac{C_{\mathcal{M}}}{C_{\kappa}} \right)_j X_{\mathcal{H}} k_{\mathcal{H}} \left(X_{\mathcal{H}} \right) \right], \tag{1}$$

где *i*, *j* – индексы атомов соответственно замещения и внедрения; X_{2i} , X_{2j} – мольная доля соответственно *i*-го и *j*-го компонентов стали; $k_{2i}(X_{2i})$, $k_{2j}(X_{2j})$ – экспериментальные зависимости, учитывающие влияние концентрации соответственно *i*-го и *j*-го элементов на величину относительной (нормированной к единице) ударной вязкости; $\alpha_i(T)$ – температурная зависимость линейного коэффициента термического расширения *i*-го элемента в температурном интервале от +20°C до -60°C; α_i^{293} – значение линейного коэффициента термического расширения *i*-го элемента в температурном интервале от +20°C; k_{KC} – эмпирический коэффициент, учитывает вклад нано-, микро- и макроуровней структурной организации материала в формирование ударной вязкости стали.

Уравнения регрессии для $\alpha_i(T)$ определялись путем аппроксимации данных работы [4].

Зависимости $k_{_{3i}}(X_{_{3i}}), k_{_{3j}}(X_{_{3j}})$, определяли путем обработки экспериментальных данных, представленных в работах [5].

На рис. 1 представлены расчетные, по уравнению (1), и экспериментальные данные по КСU для 22 сталей [6]: 10Г2СД, 14ХГС, 18ХГТ, 20ХНР, 20ХГР, 20ХГНР, 20ХНЗА, 30ХГСА, 30ХНЗА, 30ХН2МФА, 33ХС, 34ХН3М, 35ХНЛ, 36Х2Н2МФА, 38ХН3МФА, 38ХГН, 40Г, 40ХЛ, 40ХН, 40ХН2МА, 40Х2Н2МФА, 45 в состоянии после закалки и высокого отпуска.

DFMN-2009



Рис.1. Экспериментальные значения и расчетная зависимость КСU сталей при +20°С, *R* = 0,76 (a), -40°С, *R* = 0,65 (б), -60°С, *R* = 0,68 (в)

Как видно из рис.1 коэффициенты корреляции *R* экспериментальных и расчетных данных достаточно большие, несмотря на то, что расчеты проводились не по реальным, а по средним значениям содержания химических элементов в стали, приведенным в [6].

Полученные результаты свидетельствуют о возможности применения уравнения (11) для расчетной оценки ударной вязкости низколегированных сталей в интервале температур от +20°C до -60°C.

Библиографический список

1. Солнцев Ю.П. Хладостойкие и износостойкие литейные стали / Ю.П. Солнцев, А.К. Андреев, А.Е. Сердитов.– СПб.: ХИМИЗДАТ, 2007.– 336 с.

2. Ларионов В.П. Хладостойкость материалов и элементов конструкций: Результаты и перспективы / В.П. Ларионов, В.П. Кузьмин, О.И. Слепцов и др. – Новосибирск: Наука, 2005. – 290 с.

3. Иванова С.Н. Специфика гомоядерных связей элементов тонкой структуры материалов и ее влияние на некоторые свойства металлов: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Иванова Светлана Николаевна. – Казань: КГЭУ, 2006. – 16 с.

4. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел / С.И. Новикова. – М.: Наука, 1974. – 292 с.

5. Степанов С.А. Влияние легирующих добавок на механические свойства малоуглеродистой стали / С.А. Степанов, Б.Б. Гуляев // Основы образования литейных сплавов. Труды XIV совещания по теории литейных процессов.– М.: Наука, 1970.– С.228-233.

6. Колосков М.М. Марочник сталей и сплавов / М.М. Колосков, Е.Г. Долбенко, Ю.В. Каширский и др.– Под общ. ред. А.С. Зубченко.– М.: Машиностроение, 2001.– 672 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ЗОНДОВЫМ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ Рехвиашвили С.Ш., Шомахов З.В., Кармоков А.М.

Россия, Кабардино-Балкарский государственный университет, e-mail.: rsergo@mail.ru

RESEARCH OF VISCOELASTIC PROPERTIES OF METALS BY THE ACOUSTIC PROBE METHOD

Rekhviashvili S.Sh., Shomahov Z.V., Karmokov A.M.

The acoustic emission at a blow of solid microprobe (corundum) on metal surface (Pb, Al, Cu, Ta) is experimentally investigated. Measurements have shown that acoustic emission intensity increases in proportion to microprobe oscillations amplitude that agrees with theoretical representations. Acoustic emission at probe-surface interaction can be used for diagnostics of viscoelastic properties of materials and images formation in atomic force microscope.

В настоящей работе с помощью самодельного стенда проведены измерения акустической эмиссии, возникающей при вертикальном простукивании зондом поверхности металлических образцов (т.н. тэйппинг-мода атомно-силового микроскопа от англ. tapping – простукивающий). Метод предлагается использовать для определения вязкоупругих свойств материалов. Несмотря на всю простоту, использованный метод по основной своей сути отличается от всех известных методов акустических исследований твердых тел. Дана теоретическая интерпретация экспериментальным результатам.

Принцип работы стенда заключается в следующем. С задающего генератора переменный сигнал синусоидальной формы подается на катушку индукционного механического осциллятора, упругий элемент которого изготовлен в виде тонкой металлической балки. В результате этого корундовый зонд, закрепленный на балке, совершает механические колебания, нанося удары по поверхности исследуемого образца. Амплитуда колебаний балки зависит от величины прикладываемого к катушке переменного напряжения. Звукосниматель измеряет интенсивность поверхностных звуковых волн, вызванных ударами зонда о поверхность образца. Сигналы с генератора и звукоснимателя подаются на двухканальный осциллограф.

В качестве образцов использовались приблизительно одинаковые по размерам металлические пластины Pb, Al, Cu и Ta. Радиус кривизны кончика зонда равнялся приблизительно 100 мкм. Расстояние между зондом и звукоснимателем было фиксировано и составляло 7 мм. Частота возбуждающего сигнала 24 Гц. Виброизоляция и акустическая развязка в стенде позволили надежно избавиться от механических шумов в пределах чувствительности звукоснимателя, которая по напряжению была не хуже 10 мкВ.

Сигнал акустической эмиссии в процессе измерений зависит от выбранного первоначально расстояния зонд-образец. Это расстояние в эксперименте устанавливалось следующим образом. Колеблющийся с минимальной амплитудой зонд с помощью микровинта подводился к образцу, и при этом измерялся сигнал акустической эмиссии. Расстояние зонд-образец фиксировалось в тот момент, когда интенсивность эмиссии достигала максимального значения. В стандартных атомно-силовых микроскопах этому соответствует подвод зонда к образцу в тэйппинг-моде при заданном «Set Point».

На рис. 1а показана измеренная с помощью стенда осциллограмма: 1 – сигнал, подаваемый на катушку осциллятора; 2 – акустический сигнал. В моменты времени, соответствующие минимуму и максимуму задающего сигнала 1, происходят смещения балки с зондом. При этом балка с зондом по инерции продолжает совершать затухающие колебания, налетая и отскакивая от исследуемой поверхности с частотой, близкой к собственной частоте. Как продемонстрировали многочисленные эксперименты, степень затухания этих колебаний существенным образом зависит от вязкоупругих свойств образца. Максимумам сигнала 2 соответствуют удары зонда о поверхность.

Амплитуда колебаний балки изменялась с помощью генератора. Вместе с этим измерялась интенсивность акустической эмиссии. Как и ожидалось, интенсивность звука оказалась пропорциональной силе удара зонда о поверхность образца. На рис.16 приведены зависимости интенсивности акустического сигнала от амплитуды возбуждающего сигнала для различных металлов. По координатным осям отложены максимальные измеренные амплитуды напряжений с генератора и звукоснимателя. Для каждого образца проводилась серия из пяти измерений. При этом средняя абсолютная погрешность составила ~ 5% при доверительной вероятности 0.9.



Рис.1 Фотография осциллограммы акустической эмиссии при ударах корундового зонда о поверхность алюминия (а) и зависимость интенсивности звуковой эмиссии от амплитуды колебаний зонда (б).

Для практического применения акустической эмиссии в целях определения скорости поперечной упругой волны требуются калибровка измерительного тракта стенда и эталонный образец. Если тракт линейный, то для максимальной амплитуды выходного напряжения звукоснимателя несложно получить следующую формулу:

$$U_s = B c_t U_g,$$

где c_t – поперечная скорость звука, B – калибровочный коэффициент, зависящий от характеристик измерительного тракта, U_g – амплитуда напряжения возбуждающего сигнала. Поскольку условия эксперимента не меняются (что принципиально важно), то коэффициент B должен оставаться постоянным. В нашем случае калибровка осуществлялась с помощью метода наименьших квадратов на основе измеренных зависимостей U_s от U_g и справочных значений скоростей поперечной упругой волны для трех образцов Al, Cu и Pb. Найденный оптимальный калибровочный коэффициент составил $B = 1.45 \cdot 10^{-5}$ с/м. Далее определялись скорости поперечной упругой волны, которые вместе со справочными данными сведены в таблице 1. Так как качество использованных образцов (состав, дефекты, оксиды на поверхности и т.п.) специально нами не контролировалось, то совпадение с литературными данными можно считать приемлемым. Это позволяет рекомендовать зондовый метод возбуждения акустической эмиссии как достаточно надежный и несложный (например, по сравнению с современной разрывной машиной и склерометром) способ изучения упругих свойств металлов.

Металл	<i>с</i> _t , 10 ³ , м/с (справ. данные)	с _t , 10 ³ , м/с (наст. работа)	Модуль упругости <i>E</i> , ГПа (справ. данные)	δ
Pb	0.7	0.9	14 - 18	3
Al	3.08	3.4	69 - 72	2.3
Cu	2.26	1.7	110 - 130	1.2
Та	—	1.5	190	0.9

Таблица 1. Характеристики металлов

В последнем столбце таблицы приведены логарифмические декременты затухания δ , которые характеризуют уменьшение амплитуды колебаний зонда со временем и, следовательно, вязкоупругие свойства образца. Как видно из таблицы, декремент затухания обратно пропорционален модулю упругости металлов. Коэффициент корреляции для зависимости δ^{-1} от *E* достигает 0.97.

НЕЙТРОНО- И РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ УСТАНОВКИ НА БАЗЕ ИЯИ РАН ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ Садыков Р. А.¹, Клементьев Е.С.^{1,2}, Кузнецов С.П.³, Литвин В.С.¹, Трунов В.А.⁵, Ляпин А.Г.⁴, Рябов Ю.В.¹, Аксенов С.Н.¹, Лебедь Ю.Б.¹, Коптелов Э.А.¹ ¹Институт ядерных исследований РАН, Москва, Россия, rsadykov@inr.ru ²РНЦ «Курчатовский Институт», Москва, Россия ³ФИАН РАН, Москва, Россия ⁴ИФВД РАН, Троицк, Россия ⁵ПИЯФ РАН, Гатчина, Россия

NEUTRON SCATTERING AND X-RAY FACILITIES AT INR RAS FOR MATERIALS RESEARCH
 R.A. Sadykov¹, E.S. Clementyev^{1,2}, S.P. Kuznetsov³, V.S. Litvin¹, V.A. Trunov⁵, A.G. Lyapin⁴, Yu.V. Ryabov¹, S.N. Aksenov¹, Yu.B. Lebed¹, E.A. Koptelov¹
 ¹Institute for Nuclear Research RAS, Moscow, Russia, rsadykov@inr.ru
 ²RRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia
 ³Lebedev Physical Institute RAS, Moscow, Russia
 ⁴Institute for High Pressure Physics, Troitsk, Russia
 ⁵ Petersburg Institute for Nuclear Research RAS, Moscow, Russia
 ¹Institute for Nuclear Research RAS, Moscow, Russia

We report on the neutron scattering and X-ray instrumentation at the Institute of Nuclear Physics. A few neutron diffractometers and spectrometers are already in operation or close to the commissioning stage. These instruments are used for the studies of structure and dynamics of various samples including nanomaterials. Measurements at high pressures and in situ experiments on hydrogen containing materials are specific features of the neutron scattering center at INR. In addition to the neutron facility a set of modern X-ray instruments is available for the structural researches at ambient and extreme conditions including high pressures and low temperatures.

В настоящее время в ИЯИ РАН формируется направление нейтронных и рентгеновских исследований конденсированных сред и наносистем. В докладе представлено состояние нейтронографических установок, монтируемых и планируемых к созданию совместно с РНЦ-КИ, ФИАН, ПИЯФ, ИФВД на готовящемся к научной эксплуатации импульсном источнике тепловых нейтронов ИН-06 и работающем импульсном источнике эпитепловых и тепловых нейтронов РАДЭКС.

Нейтронографические установки для источника ИН-06:

- 1. «Горизонт»-рефлектометр с горизонтальной плоскостью рассеяния нейтронов для исследования поверхностей и наноструктур (ПИЯФ).
- 2. «Геркулес»- дифрактометр- для исследования веществ при высоком давлении до 100кбар, включая исследования наводораживания образцов in situ (Puc.1).
- 3. «Диас» -дифрактометр- для исследования структуры объемных поликристаллов (РНЦ-КИ, ИФВД), Рис.1.
- «МНС» многоцелевая установка для определения структуры включающая блоки детектирования методом фокусировки по времени пролета, блок дифракции и блок малоуглового рассеяния (ФИАН).
- 5. «Кристалл»-дифрактометр для исследования структуры монокристаллов при различных температурах и давлениях.

Перечень нейтронографических установок для источника РАДЭКС:

- 1. Спектрометр глубокого неупругого рассеяния эпитепловых нейтронов для исследования конденсированных сред.
- 2. Спектрометр-дифрактометр малоуглового рассеяния эпитепловых нейтронов для исследования структуры сильнопоглощающих нейтроны веществ.
- 3. Дифрактометр «ПРЕСС-1».

В ИЯИ РАН имеется 3 современных рентгеновских дифрактометра :

- Порошковый дифрактометр STADI MP оснащен изогнутым германиевым монохроматором, который вырезает только монохроматическое CuK_{α1} излучение, (без K_{α2}) и линейным позиционночувствительным детектором. Дифрактометр предназначен для фазового и структурного анализа. На дифрактометре STADI MP были проведены измерения углеродных материалов – фуллеритов, обработанных под давлением и нанотрубок.
- 2. Дифрактометр IPDS II фирмы STOE с двухкоординатным детектором imaging plate (2θ=2°-70°, МоК_α излучение) наряду с рентгеноструктурным анализом монокристаллов, позволяет проводить рентгенофазовый анализ объемных образцов в порошковом режиме, исследовать пленки и волокна, а также проводить исследования при высоком давлении. Приводятся данные первых тестовых измерений при давлениях до 18ГПа с использованием камеры высокого давления с алмазными наковальнями.
- 3. «Классический» четырехкружный дифрактометр HUBER оборудован криорефрижератором ARS Сгуоsystem для измерений при температурах 10-350 К. На дифрактометре HUBER ведутся измерения зависимостей параметров решетки от температуры. Для увеличения точности измерения параметров решетки излучение МоК_а заменяется на излучение СиК_а.



Рис.1 Нейтронографический комплекс «Геркулес-Диас»: 1 - защита источника нейтронов, 2 — герметичный сейф с возможностью создания водородной атмосферы, 3 — пресс для создания давления, 4 — образец в криостате, 5 — блок детекторов упругого рассеяния, 6 — блок детекторов неупругого рассеяния, 7 - двери сейфа, 8 — многоцелевой дифрактометр «Диас», 9 — ловушка нейтронного пучка.

СТАДИЙНОСТЬ СИНХРОНИЗАЦИИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ВНЕШНИМ НИЗКОЧАСТОТНЫМ ПЕРИОДИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПРИ ВОЗРАСТАЮЩЕЙ НАГРУЗКЕ

Салтыков В.А.¹, Кугаенко Ю.А.¹, Патонин А.В.² ¹Россия, Геофизическая служба РАН, Камчатский филиал, salt@emsd.ru ²Россия, Институт физики Земли РАН, Геофизическая обсерватория «Борок»

STAGING IN SYNCHRONIZATION OF ACOUSTIC EMISSION AND LOW-FREQUENCY PERIODICAL FORCING UNDER RISING LOADING Saltykov V.A.¹, Kugaenko Yu.A.¹, Patonin A.V.² ¹Russia, Geophysical Survey of RAS, Kamchatkan Branch, salt@emsd.ru ²Russia, Institute of Physics of the Earth, Geophysical Observatory "Borok"

Object of this work is connection of seismoacoustic emission parameters with medium stress state. In laboratory experiments acoustic emission is analog of seismic emission in nature. Laboratory modeling was carrying out on geophysical complex INOVA (Borok, Russia), which includes (1) programmable electrohydraulic complex INOVA (hydraulic press); (2) station for registration of slowly varying deformational processes and (3) acoustic measuring system. For study of external periodical influence (tides) we use linearly increasing strain as analog of tectonic process and additional small periodical strain. We use the coherent summation technique for detection of acoustic emission harmonics, which are result of modulation by periodic loading. We performed four monoaxial compression tests on Bentheim sandstone designed to indicate acoustic emission in the samples. It was found that synchronization of acoustic emission and in dilatancy stage. Phase shifts between periodical loading and response of acoustic emission are different for these two different compression stages. Comparison of laboratory results with natural observation of tidal component in seismicity confirms hypothesis of the tidal tensosensitivity increasing before strong earthquakes.

Одновременное действие квазистационарных деформационных процессов и относительно быстрых периодических воздействий является достаточно частым явлением в природе и технике. Как характерный пример такого сочетания в природе можно привести растущие тектонические напряжения (цикличность – до сотен лет) и земные приливы (с периодами порядка суток). Откликом среды на меняющееся напряженно-деформированное состояние является сейсмическое излучение в широком энергетическом диапазоне – от катастрофических землетрясений до сейсмического шума. Однако результаты воздействия приливов на разномасштабную сейсмичность, полученные только по естественным наблюдениям, не могут дать полного объяснения выявленных эффектов. Поэтому были выполнены эксперименты, которые могут воспроизвести влияние земных приливов на сейсмичность в контролируемых лабораторных условиях (Puc.1). Аналогом сейсмических событий выступают импульсы акустической эмиссии (АЭ). Приливы имитируются наложением на монотонно растущую деформацию слабых (по сравнению с нею) периодических вариаций. Амплитуда слабых вариаций должна быть много меньше (на несколько порядков) среднего уровня тренда.

Лабораторное моделирование проведено в Геофизической обсерватории "Борок" ИФЗ РАН. В качестве основного инструмента используется программно-управляемая электрогидравлическая система INOVA, позволяющая проводить полномасштабные эксперименты по изучению процессов разрушения горных пород. Высокоточная система регистрации различных физических параметров, таких как нагрузка, осевая и радиальная деформация, скорости упругих волн, волновые формы АЭ, делают весь комплекс уникальным исследовательским инструментом, не имеющим аналогов в России. Программа управления позволяет контролировать ход эксперимента в автоматическом режиме. Имеется возможность задавать практически любой режим испытаний, включая программируемое модулирующее воздействие. В качестве основного режима был выбран режим с постоянной скоростью осевой деформации, равной 1×10^{-7} с⁻¹, на которую накладывалось модулирующее воздействие заданной амплитуды и частоты. Форма модулирующего воздействия выбрана в виде меандра. Проведено четыре эксперимента с различным соотношением скорости нагружения и амплитуды меандра.

Для проведения испытаний на системе INOVA изготавливаются цилиндрические образцы высотой 60 мм и диаметром 30 мм. В качестве основного исходного материала был использован кварцевый песчаник Bentheim с пористостью 23%. Такой выбор обусловлен в первую очередь тем,

что материал с равномерной мелкозернистой структурой создает в процессе разрушения стабильный и интенсивный поток событий акустической эмиссии. Кроме того, породы с высокой пористостью способны уплотняться под действием нагрузки и проявляют повышенную склонность к неупругим деформациям. Это дает возможность для дальнейшего статистического анализа потока событий на всех стадиях нагружения образца.

Отличие представленных экспериментов от испытаний, проведенных ранее другими исследователями: (1) - точность удержания заданных физических параметров системой INOVA, таких как сила и перемещение, на порядок превосходит имеющиеся аналоги и позволяет контролировать модулирующее воздействие с высокой точностью. (2) – В проведенных нами экспериментах впервые удалось достичь соотношения «модулирующая деформация - квазистационарная деформация» порядка 0.1% при одноосном деформировании горной породы. Ранее эффект синхронизация интенсивности АЭ с внешним периодическим воздействием был выявлен при больших (5-10%) вариациях напряжений и деформаций.



Рис.1. Слева: нагрузочная кривая. Справа: временная плотность импульсов АЭ. Вертикальными линиями отмечены три стадии отклика АЭ на периодическое воздействие. Серый сегмент на участке В исключен из обработки.



Рис.2. Нормированное число импульсов АЭ (среднее значение, 2σ интервал) на трех стадиях отклика АЭ на периодическое (T=60c) модулирующее воздействие (показано вверху графика).

Результаты лабораторных экспериментов. Для выявления эффекта модуляции АЭ периодическим воздействием применялась процедура, основанная на критерии равномерности Рэлея. Подразумевается равномерность распределения импульсов АЭ на временном интервале, кратном периоду воздействия. Кроме этого в скользящем окне по методике наложения эпох определялась характерная форма периодического отклика АЭ (Рис.2). В каждом эксперименте наблюдалась нестабильность рассматриваемого эффекта: на начальном участке можно говорить о синхронизации АЭ и периодического воздействия, затем на неком участке упругой деформации синхронизация отсутствует и появляется снова на участке пластической деформации. Обнаружено постоянство формы периодического отклика АЭ в пределах выделенных интервалов, но выявлены различия в форме отклика АЭ на начальном участке и при пластической деформации. Если на начальном участке отмечается реакция АЭ на положительный фронт меандра подгрузки, то на заключительном этапе отклик АЭ повторяет по форме сам меандр.

Главным результатом проведенных экспериментов в настоящее время мы считаем обнаружение стадийности в акустическом отклике разрушаемого образца на слабое периодическое внешнее воздействие. Причем различные стадии связываются с различными состояниями образца в процессе разрушения, что принципиально позволяет вести мониторинг, включая диагностику напряженно-деформированного состояния среды. Полученные эффекты могут рассматриваться как аналоги эффектов приливной модуляции высокочастотных сейсмических шумов и возникновения «приливных» землетрясений в очаговой зоне готовящегося сильного землетрясения.

Исследования проводятся при поддержке РФФИ (Грант 08-05-00692-а).

МЕТОДИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ КРИВОЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КИНЕТИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ И СКЛЕРОМЕТРИИ Смирнов С.В., Экземплярова Е.О.

Россия, Институт машиноведения УрО РАН, evgeniya@imach.uran.ru

METHOD RECOVERY OF STRAIN HARDENING CURVE BY INSTRUMENTED INDENTATION AND SCLEROMETRY

Smirnov S.V., Ekzemplyarova E.O.

In the report it is shown the method recovery of strain hardening curve by instrumented indentation and sclerometry. This method was applied to measure the strain hardening curve of polycrystalline copper specimen. Finite element calculations were performed using the commercial code ANSYS by the Berkovich indenter. The experiments were carried out on the hardness tester Fischerscope HM2000 XYm, the updated hardness tester PMT3, the servohydraulic testing machine Instron 8801.

Для определения механических свойств материалов на всех масштабных уровнях ниже макроскопического разработаны различные методики, сущность которых заключается в восстановлении кривой сопротивления деформации по результатам кинетического индентирования с привлечением метода конечных элементов. В основном используются инденторы различной формы (сфера, конусы с различными углами). В данной работе разработана методика для определения коэффициентов в функциональной зависимости сопротивления деформации с применением метода кинетического индентирования и метода царапания. Кривую сопротивления деформации аппроксимировали законом деформационного упрочнения Холломона σ=аε^b. Проведены эксперименты по внедрению, с записью диаграммы P-h, и склерометрии, с определением силы царапания и невосстановленой глубины царапины совместно с конечно-элементным моделированием. Эксперименты проводили на твердомере Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Берковича и модифицированном твердомере ПМТЗ. Усилие на индентор в процессе внедрения составило 100 г. Значения модуля упругости определяли на твердомере Fischerscope HM2000 XYm по наклону разгрузочной кривой P-h (методика Оливера-Фарра [1]).

Моделирование внедрения индентора в упругопластический материал проведено с применением программного комплекса ANSYS. Из результатов расчета получили необходимый объем расчетных данных для выбранной совокупности значений коэффициентов в функциональной зависимости сопротивления деформации. Проверка адекватности моделирования проведена путем сопоставления с экспериментальными данными по внедрению индентора Берковича и царапанию образцов из отожженной меди М0.

Адекватность полученной модели проверили путем сопоставления с экспериментальными данными по сжатию образцов из отожженной меди. Сжатие образцов производили на сервогидравлической испытательной машине Instron 8801. Точность измерения усилия составляла ± 5H, перемещения ± 1 мкм.

1. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load-displacement sensing indentation experiments. Mater.Res. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564-1583

ПЕРЕЧИСЛЕНИЕ ИЗОМЕРОВ ЗАМЕЩЕНИЯ ФУЛЛЕРЕНОВ [С76] И [С78] ПО ВЕРШИНАМ, РЕБРАМ И ГРАНЯМ Смоляков В.М., Соколов Д.В., Нилов Д.Ю., Гребешков В.В.

<u>Смоляков в.м.</u>, Соколов Д.в., нилов Д.ю., 1 реоешков в.в.

Россия, Тверской государственный университет, E-mail: smolyakov@inbox.ru

FULLERENES [C₇₆] and [C₇₈]: ENUMERATION OF EXOHEDRAL SUBSTITUTION ISOMERS BY VERTICES, EDGES AND FACES

V.M. Smolyakov, D.V. Sokolov, D.Yu. Nilov, V.V. Grebeshkov

Isomer substitutions over the nodes of $[C_{76}]$ - and $[C_{78}]$ - fullerene are discussed. Substitution isomers and schemes for approximate estimation of cluster properties satisfying the rule of «isolated pentagons» are obtained. Isomer derivation is given on the basis of Poya theorem. Symmetry formulas *Z*, generating functions for the number of chiral and achiral isomer substitutions by vertices, edges and faces, isomer distributions over the $\rho(m)$ families and depending on the number *m* of the substitution sites are presented.

В работе обсуждаются изомеры замещения $[C_{76}]$ - и $[C_{78}]$ - углеродных кластеров, удовлетворяющих правилу «изолированных пятиугольников». Дан вывод изомеров на основе теоремы Пойа [1]. Установлены формулы симметрии Z, производящие функции для определения числа хиральных и ахиральных изомеров замещения по вершинам, ребрам и граням; распределения изомеров по семействам $\rho(m)$ и в зависимости от числа *m* мест замещения.

Вывод изомеров замещения фуллеренов может быть дан на основе теории перечисления Пойа, в которой группа симметрии G молекулы предполагается известной. Операции симметрии группы, обменивая места возможного замещения, образуют циклы (в математическом смысле), что записывается при помощи символов вида $f_l^{\alpha}, f_m^{\beta}, ...,$ где $\alpha, \beta, ...$ - число циклов соответственно порядка l, m, Выражение

$$Z_{G} = \frac{1}{|G|} \sum_{g \in G} f_{l}^{\alpha}(g) f_{m}^{\beta}(g) ...,$$
(1)

(|G| - порядок группы) называется цикловым индексом группы или формулой симметрии. С помощью подстановок вида

$$f_l^{\alpha} = (h^l + x^l + y^l + ...)^{\alpha}, f_m^{\beta} = (h^m + x^m + y^m + ...)^{\beta}...$$
 (2)

Подставив в формулу (1) соотношения (2), получим перечисляющий ряд изомеров замещения вида

$$h^{\nu} + Ah^{\nu-1}x + Bh^{\nu-2}x^2 + \dots,$$
(3)

где v – число мест возможного замещения, а коэффициенты A, B,..., согласно следствию теоремы Пойа, равны числу изомеров замещения фуллерена типа $h^{\alpha}x^{\beta}y^{\gamma}$... и рассчитываются из соотношения для вычисления полиномиальных коэффициентов.

I. [С₇₆]-фуллерен

1. Вершинное замещение молекулы [С76]-фуллерена

Полная группа симметрии молекулы $C_{76} - T_d$: 4C₃, 3C₂, 3S₄, 6 σ_d . Операциям симметрии молекулы [C₇₆]-фуллерена соответствуют цикловые индексы: $E \Rightarrow f_1^{76}$, 4C₃¹ \Rightarrow 4f₁¹f₃²⁵, 4C₃² \Rightarrow 4f₁¹f₃²⁵, 3C₂¹ \Rightarrow 4f₂³⁸, 3S₄¹ \Rightarrow 3f₄¹⁹, 3S₄³ \Rightarrow 3f₄¹⁹, 6 σ_d \Rightarrow 6f₁⁶f₂³⁵ и формула симметрии

$$Z^{V}_{1}=1/24(f_{1}^{76}+8f_{1}^{1}f_{3}^{25}+3f_{2}^{38}+6f_{4}^{19}+6f_{1}^{6}f_{2}^{35}),$$
(4)

для вывода числа изомеров замещения [C₇₆]-фуллерена без учета свойств хиральности. Используя в (4) подстановки (2) вида получим производящую функцию числа изомеров.

$$\Phi_{Td} = \frac{1}{24} \begin{cases} (h+x+...)^{76} + 8(h+x+...)(h^3+x^3+...)^{25} + 3(h^2+x^2+...)^{38} + \\ 6(h^4+x^4+...)^{19} + 6(h+x+...)^6(h^2+x^2+...)^{35} \end{cases},$$
(3a)

а коэффициенты при h^{α}x^{β}y^{γ}... (после приведения подобных) в (3а) равны числу изомеров замещенного фуллерена вида С₇₆Э_{α}X_{β}Y_{γ}...

Для группы вращений T (при этом операции зеркального отражения σ_d , и S_n исключаются) цикловой индекс или формула симметрии, отвечающая полному числу хиральных и ахиральных изомеров [C_{76}]-фуллерена запишется в виде

$$Z^{V_{2}} = 1/12(f_{1}^{76} + 8f_{1}^{1}f_{3}^{25} + 3f_{2}^{38}).$$
(5)

2. Реберное замещение молекулы [С76]-фуллерена

При замещении по ребрам цикловые индексы для определения числа изомеров без учета и с учетом энантиомерии соответственно имеют вид

$$Z^{E}_{1} = \frac{1}{24} (f_{1}^{114} + 8f_{3}^{38} + 3f_{1}^{2}f_{2}^{56} + 6f_{2}^{1}f_{4}^{28} + 6f_{1}^{8}f_{2}^{53}),$$
(6)

DFMN-2009

$$Z^{E}_{2} = 1/12(f_{1}^{114} + 8f_{3}^{38} + 3f_{1}^{2}f_{2}^{56}).$$
⁽¹⁾

3. Замещение молекулы [С₇₆]-фуллерена по граням

$$Z_{1}^{F} = \frac{1}{24} (f_{1}^{12} + 8f_{3}^{4} + 3f_{2}^{6} + 6f_{4}^{3} + 6f_{1}^{2}f_{2}^{5}),$$
⁽²⁾

$$Z_{2}^{r}=1/12(t_{1}^{r}+8t_{3}^{*}+3t_{2}^{*}).$$
⁽⁹⁾

б) Замещению по шестиугольным граням соответствуют индексы

$$Z_{1}^{F_{1}=1/24}(f_{1}^{28}+8f_{1}^{1}f_{3}^{9}+3f_{2}^{14}+6f_{4}^{7}+6f_{1}^{6}f_{2}^{11}),$$

$$Z_{1}^{F_{2}=1/12}(f_{1}^{28}+8f_{1}^{1}f_{3}^{9}+3f_{2}^{14}).$$
(30)
(11)

$${}_{2}=1/12(f_{1}{}^{28}+8f_{1}{}^{1}f_{3}{}^{9}+3f_{2}{}^{14}).$$
(11)

II. [С₇₈]-фуллерен

1. Вершинное замещение молекул [С₇₈]-фуллерена

Полная группа симметрии [C₇₈]-фуллерена – (**D**_{3h}): C₃, 3C₂, S₃, 3σ_v, σ_h. Операциям симметрии первого (из пяти) изомерного сфероида [C_{78}]-фуллерена соответствуют цикловые индексы: $E \Rightarrow f_1^{78}$, $C_3^1 \Rightarrow f_3^{26}$, $C_3^2 \Rightarrow f_3^{26}, 3C_2^1 \Rightarrow 3f_2^{39}, S_3^1 \Rightarrow f_6^{13}, S_3^5 \Rightarrow f_6^{13}, 3\sigma_v \Rightarrow 3f_1^6 f_2^{36}, \sigma_h \Rightarrow f_2^{39}$ и формула симметрии для определения числа изомеров замещения [С78]-фуллерена без учета свойств хиральности Z^{V}

$$I_{1}(1) = 1/12(f_{1}^{78} + 2f_{3}^{26} + 4f_{2}^{39} + 2f_{6}^{13} + 3f_{1}^{6}f_{2}^{36}).$$
(12)

Операциям симметрии *второг*о изомера [C₇₈]-фуллерена соответствуют цикловые индексы: Е⇒f₁⁷⁸, $C_3^1 \Rightarrow f_3^{26}, C_3^2 \Rightarrow f_3^{26}, 3C_2^1 \Rightarrow 3f_2^{39}, S_3^1 \Rightarrow f_3^2 f_6^{12}, S_3^5 \Rightarrow f_3^2 f_6^{13}, 3\sigma_v \Rightarrow 3f_1^4 f_2^{37}, \sigma_h \Rightarrow f_1^6 f_2^{39}$, и формула симметрии для определения числа изомеров замещения [С₇₈]-фуллерена без учета свойств хиральности

$$Z_{1}^{*}(2) = 1/12(t_{1}^{*0}+2t_{3}^{*0}+3t_{2}^{*0}+2t_{3}^{*2}t_{6}^{*1}+t_{1}^{*0}t_{2}^{*0}+3t_{1}^{*+}t_{2}^{*0}).$$
(13)

Для группы вращений D₃ цикловые индексы, отвечающие полному числу хиральных и ахиральных изомеров [С₇₈]-фуллеренов (первого и второго соответственно) запишутся в виде

$$Z^{V}_{2}(1) = 1/6(f_{1}^{78} + 2f_{3}^{26} + 3f_{2}^{39}).$$
(14)

$$Z_{2}^{V}(2) = 1/6(f_{1}^{78} + 2f_{3}^{26} + 3f_{2}^{39}).$$
⁽¹⁵⁾

2. Реберное замещение молекул [С₇₈]-фуллерена

Цикловые индексы для подсчёта изомеров реберного замещения молекул [С78]-фуллерена найдены следующими:

$$Z^{E}_{1}(1) = Z^{E}_{1}(2) = 1/12(f_{1}^{117} + 2f_{3}^{39} + 3f_{1}^{1}f_{2}^{58} + 4f_{1}^{9}f_{2}^{54} + 2f_{3}^{3}f_{6}^{18}),$$
(16)

$$Z_{2}^{E}(1) = Z_{2}^{E}(2) = 1/6(f_{1}^{117} + 2f_{3}^{39} + 3f_{1}^{1}f_{2}^{58}).$$
(17)

3. Замещение молекул [С78]-фуллерена по типам граней Цикловые индексы для подсчёта изомеров граневого замещения двух молекул [С₇₈]-фуллерена найдены следующими:

а) По пятиугольным граням

$$Z^{F}_{1}(1) = 1/12(f_{1}^{12} + 2f_{3}^{4} + 4f_{2}^{6} + 2f_{6}^{2} + 3f_{1}^{4}f_{2}^{4}),$$
(18)

$$\mathbf{Z}^{\mathrm{F}_{\mathrm{I}}(2)} = 1/12(\mathbf{f}_{1}^{12} + 2\mathbf{f}_{3}^{4} + 3\mathbf{f}_{2}^{6} + \mathbf{f}_{1}^{6}\mathbf{f}_{2}^{3} + 2\mathbf{f}_{3}^{2}\mathbf{f}_{6}^{1} + 3\mathbf{f}_{1}^{2}\mathbf{f}_{2}^{5}), \tag{19}$$

$$Z^{F}_{2}(1) = Z^{F}_{2}(2) = 1/6(f_{1}^{12} + 2f_{3}^{4} + 3f_{2}^{6}).$$
⁽²⁰⁾

б) По шестиугольным граням

$$Z^{F}_{1}(1) = 1/12(f_{1}^{29} + 2f_{1}^{2}f_{3}^{9} + 3f_{1}^{1}f_{2}^{14} + f_{1}^{9}f_{2}^{10} + 2f_{2}^{1}f_{3}^{3}f_{6}^{3} + 3f_{1}^{5}f_{2}^{12}),$$
(21)

$$Z^{F}_{1}(2) = 1/12(f_{1}^{29} + 2f_{1}^{2}f_{3}^{9} + 3f_{1}^{1}f_{2}^{14} + 4f_{1}^{3}f_{2}^{13} + 2f_{2}^{1}f_{3}^{1}f_{6}^{4}),$$
(22)

$$Z^{F}_{2}(1) = Z^{F}_{2}(2) = 1/6(f_{1}^{29} + 2f_{1}^{2}f_{3}^{9} + 3f_{1}^{1}f_{2}^{14}).$$
(23)

Разные по своему геометрическому смыслу точечные группы изоморфны (напр., D_{3h} , D_{3d} , D_{6}). Обратно, структура параллелоэдра не определяется однозначно формулой симметрии Z. Поскольку ребра кристалла – узловые ряды, используют z реберного замещения. Генерация изомеров реберных и граневых замещений [С76]- и [С78]- фуллеренов выполнена нами с целью получения из этих фуллеренов других многогранников, симметрия которых еще не известна.

Изложенные комбинаторные представления могут быть полезны при построении математических моделей [3,4] для аппроксимации физико-химических свойств производных фуллеренов и фуллеридов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. Смоляков В.М., Соколов Д.В. // Физико-химия полимеров. Тверь. 2000. Вып. 6. С. 148-155.
- 2. Смоляков В.М., Соколов Д.В., Нилов Д.Ю. //Труды IV Междун. научн. конф. по математическому моделированию. Том II. 2000. Москва. МГТУ, «Станкин» С. 238 – 242.
- 3. Нилов Д.Ю., Соколов Д.В., Федин Д.М., Гребешков В.В., Смоляков В.М. // VIII Междун. науч. конф. «Химия твердого тела и современные микро- и нанотехнологии». 14-19 сентября 2008. Кисловодск. С. 268 - 270.
- 4. Смоляков В.М., Соколов Д.В., Нилов Д.Ю. // Тез. докл. XVIII Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Москва. 23 – 28 сентября 2007. Т. 2. С. 524.

ИССЛЕДОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ФОТОННЫХ СТРУКТУР МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ Старков В.В., Иржак Д.В., Рощупкин Д.В.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН (ИПТМ РАН), (ул. Институтская 6, г. Черноголовка, 142432 Россия. E-mail: starka@iptm.ru)

X-RAY STUDY OF MULTILAYER PHOTONICS STRUCTURES Starkov V., Irzhak D., Rochtchupkin D. Institute of microelectronics technology and high purity materials

Abstract.

In the work the creating of multi-layer photonic structures and study of these structures by X-ray technique are discussed.

Вступление. Одним из распространённых способов создания наноматериалов является селективное травление. При этом процесс организуется так, что в результате локального травления из объема удаляют, или наоборот, оставляют в объёме, лишь отдельные атомы или группы атомов. Таким образом можно формировать области наноструктурированного материала с существенно отличающимися от исходной матрицы свойствами. Наиболее известным материалом, созданным таким методом, является пористый кремний (ПК), который был открыт в пятидесятых годах прошлого столетия [1]. ПК можно рассматривать как монокристалл, содержащий развитую сеть пустот (пор). Пустоты в кристалле образуют губчатую или столбчатую структуру каналов в кристаллическом скелетоне. Изменяя соотношение объёмов кремния и пустот в структуре пористого материала, можно существенно изменять его физические свойства в интервале от характеристик монокристаллического кремния до характеристик воздуха. Однако, в зависимости от относительного присутствия в пористой структуре на свойства могут существенно влиять как осаждаемый из раствора в результате реакции диспропорционирования кремний, так и различные соединения кремния с реактивами, остатки самих реактивов и адсорбирующиеся вещества из окружающей среды, а также специально вводимые в структуру наполнители. Данная работа посвящена исследованию структур с периодически изменяющейся пористостью (многослойные пористые структуры-МПС) [2]. Толщина пористых слоев в них может составлять величину от десятков нанометров до нескольких микрометров, а общая толщина такой структуры может достигать нескольких сотен микрометров. Такого рода структуры в оптике ИК диапазона могут быть использованы в качестве фотонных кристаллов, брэггаовских рефлекторов в случае формирования строго периодической структуры, либо при создании структуры с соответствующим профилем изменения пористости как волноводы или резонаторы Фабри-Перро.

Экспериментальная часть. Для создания структуры фотонного кристалла используется анодное травление кремния в режимах, позволяющих сформировать периодическую структуру слоев с существенно различающимися коэффициентами преломления. При этом толщина этих слоев задается временем травления, а коэффициент преломления определяется соответствующей пористостью слоя, которая в свою очередь, определяется плотностью анодного тока травления. Для эксперимента были выбраны кремниевые пластины р-типа проводимости с удельным сопротивлением оне 0.05. Очем и ориентацией поверхности (100). Травления осуществлялось в

сопротивлением $\rho_v = 0,05 \ \Omega$ •см и ориентацией поверхности (100). Травления осуществлялось в растворе HF:C₂H₅OH=1:1 в гальваностатическом режиме. Плотности анодного тока травления для соответствующих слоёв составляли J1= 15 мА/см² и J2= 100 мА/см². Выбранные значения плотностей тока должны обеспечить формирование слоёв с пористостью примерно 30% и 70% и различие в коэффициенте преломления более чем в полтлора раза, соответственно. Скорость порообразования, определённая на массивных образцах с толщиной пористого слоя несколько десятков микрон, для J1 составила 0.022 мкм/сек, а для J2 - 0.094 мкм/сек. Формирование многослойной структуры осуществлялось в режиме ступенчатого изменения плотности анодного тока. На рисунке 1 представлена времения диаграмма тока травления при формировании одного периода МПС. Промежуток времени между двумя последовательными импульсами составлял 10 сек. В результате были сформированы структуры с различным количеством периодов и толщиной пористых слоев. На рисунке 2 представлено изображение произвольного скола полученной МПС: период структуры a=175 нанометров, количество периодов N=14, общая толщина пористого слоя H=2.45 мкм





Рис. 1. Зависимость плотности анодного тока травления от времени при формировании многослойной пористой структуры кремния.



Рис. 2. Изображение поперечного скола многослойной пористой структуры кремния в сканирующем электронном микроскопе

Анализ результатов Исследования дифракции рентгеновского излучения на МПС проводились на лабораторном источнике рентгеновского излучения с вращающимся медным анодом в режиме трехкристального рентгеновского дифрактометра. Рентгеновское излучение монохроматизировалось двумя прорезными монохроматорами Ge(220), расположенными в схеме Бартера. Перед монохроматором была размещена вертикальная щель с размером 100 мкм. В качестве кристалла-анализатора был использован кристалл Ge(220) с трехкратным отражением. В данной схеме трехкристального дифрактометра были исследованы кривые отражения многослойных пористых структур (рис. 3).



Рис.3. Кривая отражения многослойной пористой структуры кремния.

На кривой отражения наблюдается интенсивный брэгговский пик подложки, соответствующий отражению Si(400). Полуширина брэгговского пика подложки составляет FWHM~11 угл. сек. Положение брэгговского пика многослойной пористой структуры наблюдается при меньшем значении угла. Также на пике отражения многослойной структуры наблюдается осцилляции, определяемые хорошей периодичностью многослойной пористой структуры: количеством периодов и толщиной бислоя.

Выводы

В настоящей работе продемонстрирована возможность формирования периодических МПС с заданным распределением пористости методом анодного травления. Использование метода трехкристальной рентгеновской дифрактометрии позволяет исследовать многослойную пористую структуру: определить количество слоев и их толщины.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 08-08-00291-а, № 08-02-00999-а).

Литература

1. Uhlir A. Electrolytic shaping of germanium and silicon. The Bell System Technical Journal, Vol. 35, (1956), pp. 333-347

2. Vincent G., App. Phys. Lett., 64, (1994), p.2367.

РАЗРАБОТКА МЕТОДА НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДИНАМИКИ ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗБУЖДЕНИЯ НА ОСНОВЕ ЯВЛЕНИЯ МЕХАНОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ Фурса Т.В., Суржиков А.П., Осипов К.Ю.

Россия, Томский политехнический университет, fursa@tpu.ru

THE DEVELOPMENT OF A NONDESTRUCTIVE TESTING METHOD OF COMPOSITE MATERIAL'S STRENGTH CHANGING DYNAMICS UNDER THE ALTERNATING TEMPERATURE EXCITATION BASED ON MECHANOELECTRICAL TRANSFORMATIONS PHENOMENA Fursa T.V., Surjikov A.P., Osipov K.Y.

It has been carried out the research of the electrical signal parameters variations due to repeatable freezing-defrosting cycles and determination its relationship with changing mechanical characteristics of samples. It was shown that it takes place a spectrum shifting to a region of lower frequencies with increasing the amount of freezing-defrosting cycles. The researches carried out could be an input data for the development of a nondestructive testing method of composite material's strength changing dynamics under the alternating temperature excitation based on mechanoelectrical transformations phenomena usage.

Конструкции из композиционных строительных материалов, такие как бетоны и железобетоны, часто эксплуатируются в условиях значительных сезонных колебаний температуры. Многократное замораживание и оттаивание приводит к появлению остаточных деформаций, что является одной из главных причин разрушения пористого материала, содержащего воду, при циклических воздействиях среды. В настоящее время нет надежных методов определения происходящих в материале нарушений в процессе эксплуатации наружных строительных конструкций. Для решения этой задачи может быть использовано явление механоэлектрических преобразований в гетерогенных материалах, которое на протяжении ряда лет изучается в Томском политехническом университете.

Исследования были выполнены с помощью исследовательского комплекса, позволяющего производить импульсное механическое возбуждение объектов исследования и регистрацию электрического отклика. Механическое возбуждение образцов производили электромеханическим ударным устройством, позволяющим производить однократный, нормированный по силе удар. Удар производился по металлической подложке, которая помещалась на поверхность образца в точке удара. Для регистрации электрической составляющей переменного электромагнитного поля, возникающего при импульсном механическом возбуждении образцов, использовался электрический датчик, представляющий собой металлическую пластину, расположенную на расстоянии 2 мм от Электрический сигнал с емкостного датчика регистрировался образна. с помошью многофункциональной платы ввода-вывода «NI PCI-6251», позволяющей осуществлять оцифровку временной реализации электрического сигнала и быстрое Фурье-преобразование.

Исследования проводились на цементно-песчаных материалах, из которых состоит пористая матрица в бетонах. Была использована партия образцов размером 50x50x100 мм в количестве 12 штук. Образцы были изготовлены из бетонной смеси соотношение цемента к песку 1:2 и водно-цементного отношения 0.4. После окончания процесса твердения в течение 28 суток образцы вымачивались в течение суток в воде. Увлажнение образцов производилось для того, чтобы усилить процесс появления избыточного внутреннего давления за счет аномального расширения воды при переходе в лед. Образцы были разбиты на 4 партии по 3 в каждой. Первая партия – контрольная была помещена в универсальную пропарочную камеру КПУ-1М, в которой поддерживалась постоянная температура +20 °C и влажность 95%. Следующие 3 партии подвергались циклическому замораживанию-оттаиванию одна партия 15 циклов, вторая – 40 циклов, а третья 70 циклов. Замораживание образцов производилось в морозильной камере при температуре -20 °C в течение не менее 4 часов, оттаивание в камере КПУ-1М также в течение не менее 4 часов.

По истечении времени замораживания и оттаивания производилось измерение электрического отклика на ударное возбуждение по описанной выше методике.

Показано, что параметры регистрируемого электрического отклика из влажных образцов и влажныхзамороженных отличаются как по величине, так и по спектральному составу (рисунок 1).

Из рисунка видно, что спектр сигнала из влажного образца имеет практически один максимум.



Рисунок 1. Типичные спектры электрических сигналов из образца, прошедшего одну стадию оттаивания (1) и стадию замораживания (2).

Частота этого максимума определяется по формуле: $f = v/2 \cdot L$, где v - скорость звукаматериала образца, L – высота образца. Проведенными ранее исследованиями установлено, что при изменении механического напряжения в песчинках, содержащих пьезокварц, и смещении двойных электрических слоев на границе песка и цементной матрицы относительно приемного электрического датчика акустическими волнами, формирующимися в образце при его возбуждении, регистрируется ударном электрический сигнал. Поэтому спектральные характеристики электрического отклика на ударное

возбуждение в основном определяются характеристиками формирующихся в образце акустических волн.

При замораживании этого же образца регистрируется отклик, имеющий основной максимум также соответствующий первой гармонике продольных акустических колебаний в направлении возбуждения. Но наряду с этим в нем имеются значительные по величине максимумы в области более высоких частот, что связано с процессами рассеяния акустических волн на порах, с замерзшей в них водой. С увеличением количества циклов замораживания-оттаивания наблюдается трансформация спектров электрических сигналов. Для примера на рисунке 2 приведена динамика изменения спектральных характеристик откликов из влажных образцов после различного количества циклических знакопеременных воздействий.

После окончания испытаний образцы были высушены и разрушены на прессе. Прочность образцов с



Рисунок 2. Типичные спектры электрических сигналов из влажных образцов: 1 – контрольных, 2 – после 15 циклов, 3 – после 40 циклов, 4 – после 70 циклов.

увеличением количества циклов замораживания-оттаивания уменьшается и после 70 циклов становится в 2 раза меньше исходной.

С уменьшением прочности образцов в результате знакопеременного температурного возбуждения влажных цементно-песчаных образцов происходит уменьшение добротности основного спектрального максимума и смещение центра тяжести спектра в низкочастотную область.

Проведенные исследования могут служить исходными разработки данными для неразрушающего контроля метода динамики прочности изменения композиционных материалов в условиях строительных эксплуатации наружных конструкций.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ Хаустов С.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, weld@vstu.ru

EXPERIMENTAL-CALCULATED DETERMINATION OF TEMPERATURE FIELDS IN THE HEAT-AFFECTED ZONE WHEN USING EXPOSIVE WELDING

S.V. Khaustov, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak

The experimental-calculated methodology let us evaluate heat situation in the heat-affected layers of explosion welded plates of homo- and heterogeneous materials, which allows controlling their final structure and properties

Большое влияние на структуру и свойства соединений при сварке взрывом, как и при любом другом способе сварки, оказывают тепловые процессы, протекающие в околошовной зоне (ОШЗ). Тепловые процессы при сварке взрывом имеют ряд особенностей: выделение тепла происходит в узкой приконтактной зоне, ограниченной глубиной пластического деформирования металла, время, в течение которого происходит выделение теплоты, составляет доли микросекунд, и в первом приближении его можно полагать равным нулю; распределение мощности внутренних источников теплоты в приконтактной зоне пропорционально сдвиговой пластической деформации (градиент температуры плавно возрастает по мере приближения к границе соединения).

В зависимости от режима сварки взрывом, толщины, механических и теплофизических свойств свариваемых металлов, энергия распределяется по их сечению неравномерно и затраты на образование соединения и деформацию околошовной зоны различаются. Существующие методики исследования тепловых процессов позволяют измерить температуру только на границе образовавшегося в процессе сварки взрывом соединения и оставляют неопределенной тепловую ситуацию в прилегающих слоях металлов, которая в свою очередь зависит от степени локализации пластической деформации в них.

Целью настоящей работы явилось создание расчетно-экспериментальной методики определения температурных полей в околошовной зоне свариваемых взрывом композиционных материалов.

Методика основана на локальном калориметрировании заданного объема металла по двум схемам и сопоставлении выделившегося тепла с эпюрами остаточной пластической деформации.

По первой схеме метаемая пластина сваривалась с неподвижной основой и помещенными в нее через изолятор вставками из исследуемого материала. На внутренней поверхности вставок зачеканивались термопары, сигнал с которых регистрировался цифровым осциллографом спустя 100-200мс. Вторая схема отличается тем, что после завершений деформационных процессов в метаемой пластине и вставке образовавшееся соединение самопроизвольно разрушалось в процессе сварки, и металл метаемой пластины исключался из последующих теплообменных процессов. Это достигалось нанесением на поверхность основы противосварочного покрытия. Таким образом, по первой схеме измерялась средняя температура метаемой пластины и вставки (пакета), а по второй – температура вставки

Зная характер распределения остаточных пластических деформаций, общее количество тепла в неподвижной пластине и тот факт, что $\varepsilon \sim Q$ или $k\varepsilon_i = Q_i$, где k – коэффициент пропорциональности, ε_i , Q_i – относительное значение деформации и количество тепла в i-том слое толщиной Δy , можно определить распределение тепла по толщине вставки и, соответственно, перейти к значениям температуры каждого *i*-того слоя, т.е. построить начальные температурные поля.

Данная расчетно-экспериментальная методика позволяет достоверно оценить тепловую ситуацию в приконтактных слоях соединяемых пластин при сварке взрывом одно- и разнородных композитов, что дает возможность целенаправленного регулирования их конечными свойствами и структурой. Помимо этого методика позволяет выявить долю энергии выделяющейся в метаемой и неподвижной пластинах и является более надежным способом определения общего количества запасенного в пластинах тепла по сравнению с традиционным калориметрированием, так как практически исключаются потери в окружающую среду.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ СКАС-МОНОЛИТА МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ Червонный А.Д., Червонная Н.А.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, chad@icp.ac.ru

ON THE VICKERS INDENTATION HARDNESS OF SCAS-MONOLITH Chervonnyi A.D., Chervonnaya N.A.

Russia, Institute of Problems of Chemical Physics, RAS, e-mail: chad@icp.ac.ru

Abstract – The synthetic calcium aluminosilicate (SCAS) containing polymorphs of dicalcium silicate (Ca_2SiO_4) was prepared in filtration combustion under superadiabatic heating conditions of the charge containing fly ash of thermoelectric power stations, limestone, and sand. The monolith was pressed (25°C, 500 MPa, 2 min) from SCAS-powder. Then it was stored within seven years in natural (laboratory) conditions. Due to reactions of Ca_2SiO_4 polymorphs with atmospheric water the monolith was hardened. In concurrent process the pores in the monolithic sample were filled with a mixture of calcium carbonate in various crystalline polymorphic modifications due to reactions with atmospheric CO_2 . The calcium silicate hydrate gel, which was the dominant hydration product in initial stage of hardening, was transformed to calcium serpentine characterised by turbostratic structure. The hardness (2.85 GPa) of the SCAS-monolith was found from Vickers identation procedure.

Образование высокопрочного монолита изучено на примере синтетического кальциевого алюмосиликата (СКАС), полученного [1] в процессе фильтрационного горения со сверхадиабатическим разогревом шихты, состоящей из известняка, песка и золы уноса (ЗУ), являющейся многотоннажным отходом при сжигании пылевидного угля на теплоэлектростанциях. За счет выбора режима обжига и состава шихты осуществлен синтез материала, в составе которого присутствовали полиморфные модификации (α , β) двухкальциевого силиката Ca₂SiO₄ и активный кремнезем, обеспечивающие образование связующего гидрата силиката кальция.

СКАС перемалывали в планетарной мельнице до достижения среднего характерного размера частиц около 10-15 *мкм*. Холодным прессованием (25°С, 500 МПа, 2 мин) из СКАС-порошка готовили монолит, который выдерживали в течение 7 лет в естественных (лабораторных) условиях. Монолит отверждался благодаря реакциям с атмосферной влагой. В параллельно протекающем процессе происходило заполнение его пор полиморфами CaCO₃ (арагонит, кальцит, фатерит) вследствие взаимодействия с атмосферным CO₂. Маловодный связующий гель гидрата силиката кальция, являющийся главным продуктом гидратации на начальной стадии отверждения, с течением времени трансформировался в кальциевый серпентин (Ca,Fe,Mg)₃[(Si,Al)₂O₅](OH,H₂O)₄, характеризующийся турбостратной структурой.

Монолит является полиминеральным образованием. В нем установлено наличие кристаллических фаз мелилита (Ca,Na,K)₂(Mg,Fe²⁺,Fe³⁺,Al,Si)₃O₇ и ларнита β-Ca₂SiO₄. В виде диоктаэдрическая включений представлены кальшиевая слюда (Ca,Na,K)_{0.71}(Al,Fe,Mg,Ti,Cr)₂[(Si,Al)₄O₁₀](OH,O)₂ и ксонотлит Ca₆Si₆O₁₇(OH)₂, а также хромферид $Fe_3Cr_{0.4}$, магнезиоферрит MgFe³⁺₂O₄ и минералы ряда грейгита-виоларита (Ni,Fe²⁺,Cu)Fe³⁺₂S₄. Проидентифицированы три вида стекла – кристобалит (содержание SiO₂ – 99.65% мас.), кальциевый алюмосилициоферрит (содержание СаО – 43.33% мас.) и кальциевый алюмосиликат (содержание SiO₂ – 69.85% мас. и CaO – 4.73% мас.). Все они связаны наноразмерным кальциевым серпентином. Такое связующее получено впервые. В связи с этим проведено исследование твердости СКАСмонолита на приборе ПМТ-3, с помощью которого осуществляли под воздействием фиксированной нагрузки вдавливание индентора в поверхность монолитов. Последующее измерение размера отпечатка в монолите проводили измерением его диагонали d.

Обычно используемое выражение для расчета твердости по Виккерсу ($H_v=1.85437P/d^2$, где P – нагрузка, в H, d – средняя длина диагонали, в mm, а 1.85437 – константа Виккерса для 4-гранной алмазной пирамиды с углом 136° между противоположными гранями) оказалось мало пригодным при обработке экспериментальных измерений средней длины диагонали в отпечатках после индентирования. Дело в том, что твердость материала описывается как сопротивление деформации, и она должна быть независящей от величины нагрузки. Но, как показали наши измерения, в диапазоне нагрузки 0.49÷1.96 H (0.05÷0.20 кгс) H_v имеют «плавающие» и сильно заниженные значения.

Оказывается, для получения корректных результатов необходимо учесть проявление эффекта размера углубления (indentation size effect – ISE) при измерениях. Ли и Брадт [2] проявление эффекта ISE объяснили моделью пропорционального сопротивления образца (proportional specimen resistance - PRS). Согласно модели PRS, твердость может быть описана уравнением с двумя членами. Первый

член представляет сопротивление испытуемого образца к упругой деформации и трению на границе раздела индентер-образец, а второй член представляет независимую от величины нагрузки часть. В результате такого рассмотрения *P* и *d* связаны следующим образом:

$$\frac{P}{d} = a_1 + \left(\frac{P_c}{d_0^2}\right)d \qquad (1)$$

где a_1 – константа, P_c – величина приложенной нагрузки, при которой значение вердости становится независимым, и d_0 – длина диагонали отпечатка при нагрузке P_c .

Отсюда, параметры a_1 и P_c/d_0^2 , следует определять из линейной регресии значений P/d в зависимости от d, а уже затем значение твердости может быть рассчитано с использованием константы Виккерса.



Рис. 1. Линейная регрессия *P*/*d* в зависимости от *d* при измерении длины диагонали отпечатка от воздействия индентора на СКАС-монолит.

Измерения, проведенные с эталоном (монокристаллический NaCl) и обработанные с использованием уравнения (1) привели к *H_v*, равному 198 МПа. По литературным данным это значение лежит в интервале 170-240 МПа. Т.е., методика [2], действительно, является более пригодной для расчета значений *H_v*.

Аналогичную методику измерения применили к определению H_V СКАС-монолита. На рис. 1 показаны значения P/d в зависимости от d при измерении длины диагонали отпечатка от воздействия индентора на СКАС-монолит. Эти данные аппроксимирутся линейной зависимостью P/d = -52.437 + 1535.338d с коэффициентом корреляции, равным 0.99984. Расчет из тангенса наклона этой зависимости приводит к значению H_v , равному 2847 МПа. Этот параметр укладывается в интервал значений, наблюдаемых, например у мрамора (1.47–4.22 ГПа) или гранита (1.28-5.59 ГПа).

Проводимые экспериментальные исследования по синтезу и изучению свойств СКАС выполняются для решения как энерго- и ресурсосберегающих, так и экологических проблем. ЗУ класса F вследствие высокого содержания недогоревшего угля (до 40% мас) не может быть утилизована известными способами из-за ее низкой реакционной способности в традиционных процессах горения. Кроме того, содержание CaO менее 5% мас. в зольном остатке делает ее малопригодным вяжущим материалом. Накопление в отвалах ЗУ представляет серьезную экологическую проблему, связанную с вымыванием из зольной массы катионов тяжелых металлов, также велика опасность ее самовозгорания.

При синтезе СКАС удалось обезвредить эту ЗУ без ввода в шихту дополнительного топлива. Необходимые для синтеза СКАС сырьевые компоненты (известняк, песок и цемент, используемый в качестве связующего при грануляции) являются широко распространенными, а следовательно, доступными и дешевыми. Технологическая схема, включающая цепочку операций (размол шихты, грануляция, сушка, обжиг и размол продукта) является малозатратной. В [1] показано, что СКАС-монолиты являются надежными матрицами для иммобилизации опасных (в том числе и радиоактивных) отходов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Червонный А.Д., Червонная Н.А. // Радиохимия. 2004. Т. 46. №2. С. 176-183.

2. Li H., Bradt R.C. // J. Mater. Sci. 1993. V. 28. № 4. P. 917-926.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГИХ, ВЫСОКОЭЛАСТИЧЕСКИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОРГАНИЧЕСКОГО СТЕКЛА Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Харитонов Г.М. Россия, ФГУП "ВИАМ", МИСиС, ЛИИ им. М.М. Громова, Nick_62@mail.ru

TECHNIQUE OF DEFINITION ELASTIC, HIGHELASTIC AND PLASTIC CHARACTERISTICS OF ORGANIC GLASS Yakovlev N.O., Erasov V.S., Haritonov G.M.

A method of testing of organic glass, that simulates the deformation conditions for the operation of glazing, is developed, to determine elastic, highelastic and plastic characteristics. It is a hard cycle (supervisory signal - deformation) uniaxial sign-changing loading at a constant temperature with aging at the maximal negative and positive stress and step unloading. Determined characteristics can be used in the calculation of temperature and residual stresses in the organic glazing, that will allow to determine more precisely residual and operational stresses in the flight tests, to estimate the stress condition of glazing of flight, different from the test conditions, and the design of glazing and the selection of marks of glass under conditions of flight.

Одной из актуальных проблем современного авиастроения является проблема обеспечения надежности и повышения ресурса деталей самолетов. Это в полной мере относится и к деталям остекления из органических стекол.

В условиях эксплуатации изделия остекления работают в области упругих, высокоэластических и пластических (не полностью релаксировавших высокоэластических) деформаций, что приводит к возникновению в них остаточных напряжений. Однако, при оценке напряженного состояния, стекло рассматривается как упругий материал. Это объясняется отсутствием расчетных характеристик, отражающих упруго-высокоэластическо-пластическое поведение органических стекол, и методик их определения.

Из результатов летных испытаний известны температурно-деформационно-временные условия эксплуатации остекления (рис.1а). На их основе, с целью определения упругих, высокоэластических и пластических характеристик, разработана методика испытания, имитирующего деформационные условия эксплуатации остекления.

Испытание представляет собой жесткий цикл (управление по деформации) одноосного знакопеременного нагружения при постоянной температуре с выдержками при максимальных отрицательных и положительных напряжениях и ступенчатыми разгрузками. Идет запись массива данных время-деформация-нагрузка, на основе которого строятся зависимости напряжениедеформация (рис. 1б) и напряжение-время.





Рис. 1.

По результатам каждого эксперимента для полуциклов сжатия и растяжения определяются такие характеристики, как модуль упругости, мгновенная, временная и остаточная деформации, "точка перехода" от релаксации напряжений к их восстановлению, коэффициент восстановления (показатель полноты восстановления), строятся опорные кривые релаксации напряжений. Сделаны попытки параметризации характеристик от номера полуцикла, температуры, максимальной деформации и времени выдержки.

Полученные зависимости характеристик могут использоваться в методиках расчета температурных и остаточных напряжений в органическом остеклении, что позволит более точно определять остаточные и эксплуатационные напряжения при летных испытаниях, оценивать напряженное состояние остекления при условиях полета, отличающихся от условий испытаний, и при проектировании остекления и выборе марки стекла под заданные условия полета.


ОБ ОДНОМ МЕТОДЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ХЛАДНОЛОМКОСТИ НЕКОТОРЫХ ПРОМЫШЛЕННЫХ СТАЛЕЙ Яковлева К.А., Семенов Я.С., Федоров С.П.*

Россия. Якутск, Якутский государственный университет Институт проблем нефти и газа СО РАН* yansemenov@mail.ru

ONE METHOD DEFINE TEMPERATURE DUCTIL-BRITTLE TRANSITION OF THE SOME STEEL

K.A. Yakovleva, Y.S. Semenov, S.P. Fedorov*

The temperature of the ductile-brittle transition are defined on the steel St45, U8, St3kp. Method consisted on measurement ultrasonic speed of the temperature.

Ultrasonic speed suffered fracture on temperature of the ductile-brittle transition.

Введение. Известно [1-6], что хладноломкость во многом зависит от типа химической связи между компонентами сталей и сплавов.

Поэтому представляет интерес провести исследования температурной зависимости модуля упругости и скорости ультразвука в некоторых широко распространенных сталях.

Цель - разработать метод неразрушающего определения критической температуры хладноломкости.

Материалы и методика эксперимента. В качестве исследуемых образцов были взяты широко применяемые стали Ст.45, У8, Ст.3кп.

Для измерения скорости ультразвука использовался стандартный прибор ГСП УК-10ПМС. Прибор ГСП УК-10ПМС предназначен для неразрушающего контроля физико-механических свойств твердых тел, путем измерения времени распространения ультразвуковых колебаний (УЗК) и измерения амплитуды первой полуволны принятого сигнала в лабораторных условиях.

В приборе применен микропроцессор, обеспечивающий вычисление скорости распространения УЗК по измеренному времени распространения на заданной базе.

Прибор сохраняет работоспособность при температуре окружающей среды от -10 С до +50 С, относительной влажности до 98% при 35 С и атмосферном давлении от 84 до 106.7 кРа. Поэтому необходимо при низкотемпературных измерениях исследовать температурную погрешность датчиков излучения и приема УЗК. Обычный диапазон эксплуатации машин, механизмов и металлоконструкций в пределах до -65 С. Поэтому для проведения опытов по определению погрешности датчиков можно использовать стандартные климатические камеры, работающие в пределах +50 С - -70 С.

В качестве контрольного образца выбираются стандартные, с известными температурными зависимостями призмы из органического стекла, что позволяет определить температурный ход датчиков.

Таким образом, используя климатическую камеру, можем определить скорости УЗК и модули упругости, в интервале температур +50 С -70 С, некоторых свариваемых сталей.

Также были проведены ударные испытания по ГОСТ - для исследуемых сталей.

Результаты измерений и обсуждение. В качестве исследуемых образцов были взяты широко применяемые стали У8, Ст.45, Ст.3кп, для которых проведен химический анализ по основным химическим элементам (Табл.1).

Диапазон измеряемых температур для данных сталей лежит в интервале от -50 С до +50 С. Шаг измерений по температуре равен 5°С. После введения температурной поправки датчиков излучения и приема УЗК были получены температурные зависимости скорости ультразвука и "комплексного" модуля упругости сталей У8, Ст.45, Ст.3 (рис.1-3).

Согласно модели хладноломкости, как фазового перехода второго рода, следует ожидать квазискачок модуля упругости и скорости ультразвука.

Известно, что при уменьшении равновесного значения постоянной решетки усиливается химическая связь из-за перекрытия 3*d* и 3*p* электронных оболочек атомов железа и углерода. Это ведет к увеличению модуля упругости, так как амплитуды фононных колебаний значительно уменьшаются, снижая уровень деформационного потенциала. Тогда становиться ясным поведение кривых на рис. Увеличение "комплексного" модуля упругости и скорости УЗК вызвано усилением

химической связи или силовых постоянных решетки, снижающих поглощение и повышение скорости УЗК.

Заключение. Наблюдаемый излом скорости УЗК и "комплексного" модуля упругости сталей совпадает с температурным интервалом хладноломкости перехода и это, возможно, позволяет применить ультразвуковой метод для контроля критической температуры хладноломкости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов, Наук. Думка, Киев (1975).

2. Гольдштейн М.И., Грачев С. В., Векслер Ю.Г. Специальные стали, Металлургия, Москва (1985).

3. Григорович В.К. Электронное строение и термодинамика сплавов железа, Наука, Москва (1970).

4. Гуляев А.П. МиТОМ 2,21 (1992).

5. Ларионов В.П., Семенов Я.С. Физические основы вязкохрупкого перехода низколегированных сталей и сплавов железа, Наука, Сиб-е отд-е, Новосибирск (1992).

6. Ларионов В.П., Семенов Я.С. ДАН 335(1),52(1994).





Рис.1 Зависимость от температуры «комплексного» модуля упругости и скорости ультразвука для Стали У8.

Рис.2 Зависимость от температуры «комплексного» модуля упругости и скорости ультразвука для Стали Ст.45



Рис.3. Зависимость от температуры «комплексного» модуля упругости и скорости ультразвука для Стали Ст.3кп

XIII. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ

MATHEMATICAL SIMULATION OF STRUCTURE MATERIAL WITH INCLUSIONS Temis J.M., Azmetov Kh.Kh., Zuzina V.M.

Russia, Central Institute of Aviation Motors, tejoum@ciam.ru

The problem of mathematical simulation of the origin and evolution of low-cycle fatigue cracks is quite actually for many high-loaded machines and units of power industry, aerospace engines, oil and gas pipelines and other structures operating under repeated loading. Successful prediction of low-cycle resource depends on solution of several interrelated problems: creation and development of structure model (loads, boundary conditions, materials model) that will adequately describe all aspects stress-strain history in the structures paths; creation plasticity model adequate to the processes taking place during sing-alternating elastic-plastic deformation; the creation of life-time fatigue failure rate criteria; and development of effective numerical simulation technique. The low-fatigue phenomenon is connected directly with plastic deformation process in stress concentration zones of structure components: holes, fillets, recesses, splined and keyed joints, welded joints, technological and material defects, inclusions and non-homogeneities in composite materials etc. During sign-alternating non-stationary non-elastic deformation the process of concealed damage accumulation take place in patch's material, leading to crack origin and evolution.







Fig. 2. LCF life-time exhaust process: 1 – ultimate curve $\chi_{\max}(n_f)$; 2 – $\chi(n)$ change characteristics; a, b – change direction of $\chi(n)$ depending on loading program Technology of low-fatigue simulation is based on the usage of a number of models: material cyclic behaviour model, concerned with defect accumulation model and "died" element model describing LCF crack evolution. The model of cyclic strain plasticity accompanied by damage model based on the concepts of ultimate accumulated plasticity strain has been successfully employed for the prediction of fatigue lives in highly stressed Ti components [1].

Three-parametric model [1, 2] describes the material cyclic strain curve (Fig. 1) dependent on the cumulative plastic strain:

$$\chi = \sum_{n=0}^{n_f} \left| \Delta \mathcal{E}_{pn} \right|.$$

Tests conducted for different engineering materials [1-2] shown that for constant–amplitude stress, constant–amplitude strain and stress random–amplitude loading the number of half-cycles n_f before failure at alternating–sign plastic deformation is related to the limiting value χ_{max} by the power law $n_f = (\chi_{max}/\delta)^{\gamma}$, where δ is the constant depending on the residual plastic strain value, γ is the parameter that characterises the material ability "to cure" the cyclic loading damage. At the same time, the accumulated plastic strain may be plotted on the co-ordinate plane (χ , n_f) by the function $ln(\chi)$ of $ln(n_f)$ (Fig. 2). Moreover, if $\Delta \varepsilon_p$ does not change sign in going from half-cycle to half-cycle, then χ increases and n_f remains constant. If in the two adjoined half-cycle $\Delta \varepsilon_p$ changes sign then n_f increases by one. If the value $D=\chi(n)/\chi_{max}(n)$ is taken as the damage measure its equality to unit defines the amount of half-cycle loading where the alternating–sign plastic deformation takes place.

Each finite element as it is repeatedly loaded will accumulate its own cumulative plastic strain χ and also an amount of fatigue damage signified as

D. Once the value of D of a particular finite element reaches unity, the fatigue damage failure level of the material has been reach and $D = D_{limit}$. The elastic modulus E of the element will be reduced. The effect of this is that the contribution of the "died" element to the overall system stiffness will be sharply reduced and a redistribution of stress and strain to the neighbourhood elements will occur. Overall some elements will experience a decrease in stress whilst others will be more highly stressed and with increasing number of cycle more "died" elements will occur causing further stress redistribution. The "died" elements will produce a LCF crack path [2, 3].

On the one hand the introduction of rigid inclusions into a base plastic metal will give greatly enhanced mechanical properties to the resultant composite material. However, these properties will depend on the properties of both the base and inclusion materials used. The inclusion volume ratio and its geometrical form will, of course, also be important. These parameters and the parameters of the interface between base material and inclusion define fatigue strength under cyclic loading. The main problem facing the material designer is to create a composite material and a structure with superior mechanical properties.



Fig. 3. LCF crack growth: a) crack initiation at interface zone point; b) interface crack growth and crack initiation at frontal zone; c) interface and frontal crack merging; d) crack initiation at middle zone; e) interface-frontal and middle cracks merging; f) exit of crack to outside and full fracture of material

To solve this problem experimental research is mainly employed. This method is expensive and it does not allow an easy optimisation of the material or component properties. The use of mathematical simulation methods appears to offer scope for focusing onto the more likely material and inclusion combinations and thus limiting the amount of experimentation necessary to produce successful materials. Simultaneously this method will allow more accurate predictions of the mechanical behaviour of any components and structure



Fig. 4. Fatigue diagram up to full fracture

that may go into production.

On the other hand the inclusion is a place of crack origin over stress-concentrated zone on the interface between base material and inclusion The stress-concentrated zone is occurred over inclusion size and form.

The result of numerical simulation of cycle tests of specimens with inclusions of various forms up to full destruction is given. It shown that cyclic damage of basic material on the interface between one and inclusion is responsible for the number of cycles to failure (Fig. 3). Moreover the research shown difference in crack origin and growth patterns over inclusion forms also. Numerical Strain/N fatigue diagram up to full fracture (Fig. 4) is compared with experimental data for spherical inclusion [4].

A procedure for mathematical modelling the elasto-plastic deformation processes in a metal base material with inclusions under cyclic loading is presented. The results obtained show that the failure of the composite material occurs in several steps. The presented results of prediction of time of the material full fracture under cyclic loading are in well comparison with experimental data.

The paper was partially supported by Russian Fund of Basic Researches (Project №09-01-00151) and performed by RF Fundamental Science School Support Grant SS-4140.2008.8.

1. Putchkov I.V., Temis Y.M., Dowson A.L., Damri D. Development of a finite element based strain accumulation model for the prediction of fatigue lives in highly stressed Ti components. *Int.J. Fatigue*. Vol.17, No 6, pp. 385-398, 1995.

2. Y.M. Temis, V.M. Zuzina, Kh.Kh. Azmetov: Simulation of crack origin and evolution process in constructions. Scientific proceedings of 5th International workshop – *Modern strength problems by V.A. Likhachev.* Ed. in chief V.G. Malinin. Vol. 1. Novgorod, 2001. (In Russian).

3. Temis Y.M., Azmetov Kh.Kh., Zuzina V.M. Low-cycle fatigue simulation and life-time prediction of high stressed structures. *Solid State Phenomena*. – Trans Tech Publications, Switzerland. – 2009. – Vols. 147-149. – pp 333-338.

4. Fleming, W.J., Dowson, A.L. Prediction of the Fatigue Life of an Aluminium Metal Matrix Composite Using Theory of Cells. *Science and Engineering of Composite Materials*, **vol.8**, No. 4, 181-189. 1999.

СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЙ ПРОГРАММНЫЙ МОДУЛЬ ДЛЯ РАСЧЁТА УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ ТЕРМОСИЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ Агафонов С.К., Речкин В.Н., <u>Чембаров А.И.</u> ФГУП РФЯЦ-ВНИИЭФ, г.Саров, Нижегородская обл. Poklonsky@otd5.vniief.ru

SPECIALIZED SOFT MODULE FOR FATIGUE STRENGTH CALCULATION OF STRUCTURES UNDER NON-STATIONARY THERMOMECHANICAL LOADING Agafonov S.C., Rechkin V.N., <u>Chembarov A.I.</u> RFNC-VNIIEF, Sarov, Nizhniy-Novgorod region

In this paper a description of methodological basis fundamentals, implemented numerical algorithms and features of practical realization of soft module for fatigue life prediction of structures is presented. This module is a part of multifunction code for solving static and dynamic strength problems and allow to calculate of non-stationary deformation parameters and a damage accumulation in most loaded zones of materials by a specified history of thermomechanical complex loading. This technique is based on the atomic industry regulations.

В процессе эксплуатации многих изделий под действием изменяющихся во времени механических и тепловых нагрузок в материале наиболее нагруженных деталей постепенно накапливаются необратимые механические изменения, приводящие к развитию трещин, которые в свою очередь часто становятся причиной усталостного разрушения. Этот процесс может реализоваться в материале как под действием изменяющихся напряжений, не превышающих предел упругости, (в этом случае говорят о многоцикловой усталости) так и при повторных упругопластических деформациях материала (малоцикловая усталость). В связи с этим одной из актуальных проблем при проектировании и изготовлении различных изделий является необходимость повышения эксплуатационных характеристик и долговечности их конструктивных элементов, работающих в условиях нестационарного нагружения. Для оптимизации деталей по долговечности необходимо иметь возможность еще на стадии проектирования оценивать ее фактическое значение. Актуальной является и задача по определению остаточной долговечности деталей, бывших в эксплуатации.

Согласно требованиям отраслевых нормативных документов, в частности "Норм расчёта на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок", действующих в атомной энергетике, расчёт усталостной прочности является обязательным элементом комплекса поверочных расчётов проектируемых изделий. Методика подобных расчётов довольно сложна, требует от расчётчика высокой квалификации и больших затрат рабочего времени. В связи с этим во ВНИИЭФ разработан специализированный программный модуль, который позволяет автоматизировать проведение расчётов долговечности деталей при нестационарном термосиловом нагружении, как в рамках теории многоцикловой усталости, так и малоцикловой.

Разработанный программный модуль включён в состав многофункционального программного комплекса, создаваемого в настоящее время во ВНИИЭФ для решения задач тепломассопереноса и прочности. В качестве исходных данных для работы модуля используются результаты расчёта напряжённо-деформированного состояния наиболее нагруженных зон исследуемой конструкции, получаемые с использованием программного комплекса, и значения механических свойств материалов. Для получения максимальной степени автоматизации проведения расчетов также разработана электронная база данных, представляющая собой автономную подсистему обеспечения прочностных расчетов данными по свойствам материалов и материальным функциям для реализованных моделей накопления повреждений.

Область применимости методики, реализованной в программном модуле, ограничена значениями температур, при которых происходят структурные изменения материалов. Для подсчета накопленного усталостного повреждения исследуемого материала при сложном блочном нагружении

DFMN-2009

используется корректированная гипотеза линейного суммирования повреждений. При этом принятая схематизация, отвечающая требованиям нормативных документов, позволяет задавать и правильно анализировать истории нагружения практически любой сложности благодаря возможности применения различных методов выделения расчетных циклов: метода «падающего дождя» и метода полных циклов. Постоянное совершенствование методического и программного обеспечения для расчётов усталостной прочности изделий позволяет повышать точность проведения расчётных оценок и всё чаще отказываться от проведения довольно дорогостоящих традиционных методов обоснования ресурса – экспериментальной отработки (или её отдельных этапов) полноразмерных изделий.

В докладе приводится описание основных положений методической базы, реализованных численных алгоритмов и особенностей практической реализации программного модуля, предназначенных для расчета параметров процессов нестационарного деформирования и накопления усталостных повреждений в опасных зонах материала по заданной истории термомеханического нагружения.

В настоящее время специализированный программный модуль применяется во ВНИИЭФ для практических расчётов усталостной прочности конструкций. Использование данного модуля позволяет значительно снизить трудоемкость расчётов и повысить их точность. Кроме того, данный модуль может эффективно применятся для анализа параметров процессов накопления повреждений, оценки выработанного и прогноза остаточного ресурса критических зон оборудования в процессе его эксплуатации, расчетного обоснования продления назначенного срока службы на следующий период эксплуатации, а также для оптимизации при необходимости параметров эксплуатационных режимов с целью снижения темпов деградационных процессов в наиболее нагруженных зонах.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БЕТОНА И АРМАТУРЫ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ СЦЕПЛЕНИЯ АРМАТУРЫ И БЕТОНА

Адищев В.В, Шульга В.К.

Россия, Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет (Сибстрин), viktorsh_kr@mail.ru

MODELING STRESS-STRAIN STATE OF CONCRETE AND REINFORCEMENT IN THE AREA OF CRACKS WITH DIFFERENT SITES OF ADHESION REINFORCEMENT BAR AND CONCRETE Adischev V.V., Shulga V.K.

According to the Murashov's theory reinforced concrete cross-section has multiple-stage under increasing loads stress-strain state. The stages are qualitatively different from one another.

In the practice of designing calculation of reinforced concrete elements is taking into account of the hypotheses and assumptions are not relevant on the Murashov's theory. The transition from one state to another is described by an empirical factor. «Past-through» account from the beginning to the loss of load bearing capacity of reinforced concrete elements in this theory is impossible.

The objective of this study is experimental and theoretical evaluation of the stress-strain state on the active work of the contact between the reinforcement bar and concrete. The first mathematical model considered two of the clutch reinforcement bar and concrete. The first section of the rod and binder is considered to be friction. The second part is used Autvoter's model, in which the movement of the rod comes along with a film of binder.

For model validation, a pilot study using photoelasticity. The purpose of the experiment is designed to refine and adjust the first approximation of the mathematical model of an experiment.

Железобетонные конструкции являются наиболее широко распространенными в строительной практике, а требования повышения адекватности расчета и возможности оптимизации возрастают при современном отходе от типовых конструктивных решений. Расчет и конструирование железобетонных элементов сопряжены с преодолением целого ряда трудностей, связанных с необходимостью учета не до конца исследованных физических явлений (физическая нелинейность работы бетона, взаимодействие арматуры и бетона и др.).

В соответствии с теорией В.И.Мурашова с возрастанием нагрузок при изгибе железобетонное сечение проходит несколько стадий напряженно-деформированного состояния, качественно отличающихся друг от друга. При этом различаются так называемые предельные состояния, а методы расчета по двум группам предельных состояний базируются на, вообще говоря, противоречивых гипотезах и предположениях. Каждая стадия описывается уравнениями равновесия И соответствующими гипотезами, а изменение параметров сечения в процессах перехода из одного состояния в другое учитывается с помощью эмпирических коэффициентов. В действительности при образовании трещины происходит не только «катастрофическое» изменение напряженнодеформированного состояния в сечении с трещиной, но и собственно изменение самой конструкции. Расчет по двум группам предельных состояний практически игнорирует реальные физические свойства бетона, а также не учитывает особенности напряженно-деформированного состояния и физически адекватные условия перехода из одного состояния в другое. Переход из 1-й стадии (до образования трещины) во 2-ю (эксплуатационную) обусловлен достижением деформацией крайнего растянутого волокна бетона предельного (вообще говоря, условного) значения. В действительности в соответствии с концепцией Нейбера разрушение не может происходить в точке. Разрушение в некотором критическом происходит, если объеме материала уровень накопленных микроповреждений достигает своего критического значения. Условия перехода из экплуатационной стадии в стадию разрушения (гипотетическую) в теории сопротивления железобетона не определяются. Таким образом, «сквозной» расчет от начала нагружения до потери несущей способности железобетонного элемента в рамках этой теории невозможен.

При оценке несущей способности, жесткости и трещиностойкости железобетонного элемента интерес представляет только эксплуатационная стадия, а именно, начало этой стадии (возникновение трещины) и окончание (потеря несущей способности). Следовательно, проблема физически адекватного описания напряженно-деформированного состояния железобетонных конструкций на всех стадиях нагружения выходит на первый план.

Проблема определения напряженно-деформированного состояния в окрестности трещины в железобетонном элементе является одной из ключевых при построении «сквозных» алгоритмов

расчета. Существующая «техническая теория сцепления» не позволяет получить адекватные физическому процессу решения.

Задачей настоящего исследования является экспериментально-теоретическая оценка НДС на участке активного контактного взаимодействия стальной стержневой арматуры с бетоном. В качестве приближенной математической модели используется модель, позволяющая оценить распределение напряжений в бетоне и стержне при воздействии на последний вырывающего усилия. Согласно выбранной модели рассматривается два участка сцепления арматуры и бетона. На первом участке взаимодействие стержня и вяжущего считается фрикционным, а для второго участка используется модель Аутвотера, в соответствии с которой перемещения стержня происходит вместе с пленкой вяжущего.

Для апробации модели проведено экспериментальное исследование методом фотоупругости. Целью эксперимента является, уточнения и корректировки разработанной в первом приближении математической модели проведен экспиремент.

ТРЕЩИНА С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) Аллахвердиев Р.А.

Азербайджан, Институт математики и механики Национальной Академии Наук Азербайджана, irakon63@hotmail.com

CRACK WITH END ZONES OF PREFRACTURE IN THE BAND (BEAM) Allahverdiev R.A.

The problem of mechanics of fracture for a band (beam) weakened by a through rectilinearly crack with bonds between faces when the band is bent in its plane by system of external loadings is considered.

Рассмотрим однородную изотропную полосу (балку). Обозначим через 2*c* и 2*h* соответственно ширину и толщину полосы. Выбор системы декартовых координат и обозначения поясняются на рисунке. Декартовы координаты *ху* в срединной плоскости балки являются плоскостью симметрии.



Полоса ослаблена олной сквозной прямолинейной трещиной. Используется модель трещины со связями между берегами в концевой зоне. По мере нагружения полосы силовой нагрузкой в концевых областях трещины будут возникать зоны предразрушения, которые моделируем как области ослабленных межчастичных связей материала. Рассмотрим случай, когда трещина направлена перпендикулярно к боковым граням полосы

(рисунок). Считается, что грани полосы, параллельные плоскости 0xy, свободны от внешних напряжений. Взаимодействие берегов зоны предразрушения моделируется путем введения между берегами полосы предразрушения связей, имеющих заданную диаграмму деформирования. Физическая природа таких связей и размеры области предразрушения зависят от вида материала. В общем случае он представляет собой нелинейный закон деформирования. При этом размеры концевых зон предразрушения заранее неизвестны и подлежат определению. Пусть 0x системы координат 0xy совмещена с линией трещины ($a \le x \le b$).Для математического описания взаимодействия берегов полосы предразрушения считаем, что между берегами имеются связи (силы сцепления между частицами материала балки), закон деформирования которых задан. При действии силовой нагрузки в балке в связях, соединяющих берега зоны предразрушения, будут возникать усилия q(x). Величина этих напряжений q(x) заранее неизвестна.

Граничное условие задачи на берегах трещины будет

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = 0$$
 при $y = 0$, $a_1 \le x \le b_1$ (1)

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = q(x)$$
 при $y = 0$, $a \le x < a_1$ и $b_1 < x \le b$
Напряженно-деформированное состояние в окрестности трещины определяем приближенно в

Напряженно-деформированное состояние в окрестности трещины определяем приближенно в том смысле [1], что будем удовлетворять граничным условиям задачи на контуре трещины (условиям (1)), и требовать, чтобы на значительном расстоянии от трещины с концевыми зонами предразрушения напряженное состояние в балке совпадало с напряженным состоянием, определяемым функциями

$$\Phi_0(z) = A_0 z^3 + A_1 z^2 + A_2 z + A_3;$$

$$\Omega_0(z) = B_0 z^3 + B_1 z^2 + B_2 z + B_3.$$
(2)

Эти функции (2) в зависимости от значений коэффициентов A_j и B_j (j = 0, 1, 2, 3) определяют напряженное состояние в полосе (балке) без трещины.

Основные соотношения поставленной задачи должны быть дополнены уравнением, связывающим раскрытие берегов зоны предразрушения и усилия в связях. Это уравнение можно представить в виде

$$\upsilon^{+}(x,0) - \upsilon^{-}(x,0) = C(x,q)q(x), \qquad (3)$$

где $(v^+ - v^-)$ - раскрытие берегов полосы предразрушения, x - аффикс точек берегов полосы предразрушения; функцию C(x,q) можно рассматривать как эффективную податливость связей, зависящую от натяжения связей.

Следуя Н.И. Мусхелишвили [1], краевую задачу (1) сведем к задаче линейного сопряжения граничных значений функций $\Phi(z)$ и $\Omega(z)$. Решение задачи линейного сопряжения получено в виде

$$\Phi(z) = \frac{\sqrt{(z-a)(z-b)}}{2\pi i} \int_{a}^{b} \frac{f(x)dt}{\sqrt{(t-a)(t-b)}(t-z)} + \sqrt{(z-a)(z-b)}P_{n}(z) + \frac{1}{2} \left[\Phi_{0}(z) - \Psi_{0}(z)\right];$$
(4)

$$\Omega(z) = \frac{\sqrt{(z-a)(z-b)}}{2\pi i} \int_{a}^{b} \frac{f(x)dt}{\sqrt{(t-a)(t-b)}(t-z)} + \sqrt{(z-a)(z-b)}P_{n}(z) - \frac{1}{2} \left[\Phi_{0}(z) - \Psi_{0}(z)\right],$$

где функции $\Phi_0(z)$ и $\Psi_0(z)$ определяются равенствами (2), а полином $P_n(z)$ имеет вид

 $P_n(z) = D_n z^n + D_{n-1} z^{n-1} + \dots + D_0; \quad f(x) = 0 \text{ при } a_1 \le x \le b_1 \text{ и } f(x) = q(x) \text{ при } a \le x < a_1 \text{ и } b_1 < x \le b$ (5)

Степень полинома (5) и его коэффициенты $D_0, D_1, ..., D_n$ определяются из условия поведения функций $\Phi(z)$ и $\Omega(z)$ окрестности точки $|z| = \infty$. Следовательно, для определения коэффициентов $D_0, D_1, ..., D_n$ и величин *a*, *b* необходимо функцию $\Phi(z)$, представленную в (4), разложить в ряд по степеням *z* в окрестности точки $|z| = \infty$ и сопоставить это разложение с выражением (2).

В полученные соотношения входят неизвестные напряжения в зоне предразрушения. Условием, определяющим неизвестные напряжения в связях между берегами полосы предразрушения, является дополнительное соотношение (3). Используя полученное решение задачи, определяем раскрытие между противоположными берегами полосы предразрушения

$$2Gi\frac{\partial}{\partial x}\left(\upsilon^{+}(x,0)-\upsilon^{-}(x,0)\right)=\left(1+\kappa_{0}\right)\left[\Phi^{+}(x)-\Phi^{-}(x)-\frac{F_{n}(x)}{2}\sqrt{(x-a)(x-b)}\right]$$

Пользуясь формулами Сохоцкого-Племеля [1], на основе решения (4), находим

$$\Phi^{+}(x) - \Phi^{-}(x) = \sqrt{(x-a)(x-b)} \left\{ \frac{1}{\pi i} \int_{a}^{b} \frac{f(t)dt}{\sqrt{(t-a)(t-b)}(t-x)} + 2P_{n}(x) \right\}$$

Для определения усилий в связях *q*(*x*) получено нелинейное сингулярное интегродифференциальное уравнение

$$\frac{(1+\kappa_0)}{2Gi}\sqrt{(x-a)(x-b)}\left\{\frac{1}{\pi i}\int_a^b \frac{f(t)dt}{\sqrt{(t-a)(t-b)}(t-x)} + 2\left[P_n(x) - \frac{1}{4}F_n(x)\right]\right\} =$$

$$= \frac{\partial}{\partial x}(C(x,q)q(x)) \qquad a \le x \le b$$
(6)

Для решения уравнения (6) можно использовать коллокационную схему с аппроксимацией неизвестной функции. При чистом изгибе балки с полосой предразрушения будет $F_n(z) = 0$.

При изгибе балки с полосой предразрушения под действием равномерно распределенной нагрузки имеем $F_n(z) = 0$. При изгибе консоли с полосой предразрушения в связях между берегами будут возникать напряжения как нормальные $q_v(x)$ так и касательные $q_{xy}(x)$.

В этом случае в полученном решении следует положить $q(x) = q_y(x) + iq_{xy}(x)$, а для податливости записать $C(x, \sigma)$, где $\sigma = \sqrt{q_y^2 + q_{xy}^2}$. $F_n(z) = d_3 z^3 + d_2 z^2 + d_1 z + d_0$.

Отделяя в этом случае в (6) действительные и мнимые части, получим систему нелинейных сингулярных интегродифференциальных уравнений относительно $q_y(x)$ и $q_{xy}(x)$.

Для определения предельного равновесия трещины принимается условие критического раскрытия берегов полосы предразрушения. На основе полученного решения условие роста трещины в полосе (балке) запишется в виде

$$C(x_0, q(x_0))q(x_0) = \delta_c, \qquad (7)$$

где x_0 - точка в которой произошел разрыв связей на берегах зоны предразрушения; δ_c - характеристика материала сопротивлению роста трещины.

Совместное решение полученных уравнений и условия (7) позволяет при заданных характеристиках связей определить критическую величину внешней нагрузки и размеры зоны предразрушения для состояния предельного равновесия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966, 707 с.

МНОГОЦЕЛЕВЫЕ ЗАДАЧИ КОМПЬЮТЕРНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Анохина Н.Ю., Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, lba2008@yandex.ru

MULTIPURPOSE TASKS OF COMPUTER DESIGN THE FILLED POLYMER COMPOSITES

Anohina N.Yu., Bochkareva S.A., Ljukshin B.A., Matolygina N.Yu.

Russia, Institute of Strength Physics and Materials Science, lba2008@yandex.ru

The task of computer aided design is determined to term that the demands for material formulate at once the several characteristics. The phase characteristics of material, the level of composition filling, the average size of inclusions and the level of adhesive interaction are the govern parameters. The demands to material give as two-sided limits for such effective characteristics as the elasticity modulus, the limiting deformation of tension destruction, the limits of proportionality for stresses and strains. The surfaces in status space reproduce the dependence of the effective characteristics from the govern parameters. The bank of unknown values of the govern parameters is the result of streaks intersection on govern parameters plane, limited appropriate level lines projection.

Большинство работ, посвященных анализу влияния структуры материала на его эффективные свойства, выполнены в постановке, когда свойства фаз, их расположение, объемное или массовое соотношение и характер взаимодействия заданы, а искомыми являются эффективные характеристики материала. Такие работы выполнены применительно к керамическим материала, металлам и сплавам, наполненным полимерным композициям.

Для последних актуальной является постановка обратной задачи, когда нужно для матрицы и армирующих включений с известными деформационно-прочностными свойствами подобрать такие управляющие параметры (массовое соотношение фаз, распределение фаз по материалу, характер межфазного взаимодействия), которые обеспечат получение эффективных характеристик материалав заданного уровня или в заданном диапазоне значений. Такая задача может ставиться и для керамических материалов и металлов и сплавов, но преимущество композиционных материалов заключается в том, что для них свойства фаз, степень наполнения композиции, размеры и форма армирующих включений относительно легко контролируются.

Эффективные свойства материала получаются из анализа параметров напряженнодеформированного состояния (НДС) представительного объема материала. В качестве такого объема принимается область минимальных размеров, анализ которой позволяет судить о свойствах материала в целом. Нестрогость этого определения очевидна, и на практике следует проводить расчет для ряда объемов, а оценку приемлемости объема как представительного проводить по сходимости результатов расчетов. Более того, сам размер представительного объема связан с точностью оценок эффективных характеристик, которые следует определить.

Рассматриваются два варианта получения эффективных характеристик.

В первом случае нагрузка прикладывается к представительному объему (в плоском случае прямоугольной формы) в виде смещения одного прямолинейного участка границы (одноосное нагружение) или двух смежных (двухосное нагружение, модель объемного деформирования) вдоль нормалей к ним. В этом случае средняя по расчетной области деформация получается сразу как отношение заданного смещения к соответствующему размеру расчетной области. Определение параметров НДС позволяет после осреднения по объему найти средние напряжения, и это значение определяет точку на кривой напряжения-деформации. Соединяя набор таких точек для ряда последовательных уровней нагрузки, получаем кривую напряжения-деформации.

Во втором случае на границе задается напряжение, а средняя деформация получается из анализа НДС расчетной области. В работах авторов рассматривались оба варианта. Более того, если задавать смещение границы (или вектор внешней нагрузки) не по нормали, а по касательной к контуру, то моделируется чистый сдвиг, что определяет соответствующие свойства материала.

Вычислительный алгоритм основан на использовании метода конечных элементов. В сочетании с процедурой последовательных нагружений и перестроением сетки по мере развития процесса деформирования он позволяет решать геометрически и физически нелинейные задачи.

Задача создания материала с заданным набором эффективных характеристик может рассматриваться как аналог задачи многоцелевой оптимизации. Для этого достаточно в качестве минимизируемой функции цели рассматривать отклонение точки, характеризующей свойства

материала в пространстве состояний, от заданного положения. В то же время при наличии сходства (одни и те же целевые характеристики, одинаковый набор управляющих параметров и т.д.) есть известные отличия. Так, задача отыскания экстремального значения функции цели, типичная для проблем оптимизации, всегда имеет решение – за исключением практически неинтересного случая постоянного значения этой функции, – причем в подавляющем большинстве случаев это единственная точка в пространстве состояний. Этой точке на плоскости управляющих параметров отвечает тоже точка, представляющая собой решение. В этом отношении заданному значению эффективной характеристики (линии уровня в пространстве состояний) может отвечать либо неединственное сочетание управляющих параметров, либо их отсутствие. Последнее означает, что набор сформулированных требований к материалу не может быть реализован.

В работе предлагается следующий подход к реализации поставленной задачи получения полимерного композиционного материала с заданным набором эффективных характеристик. По опорным точкам в пространстве состояний строится поверхность, отражающая зависимость конкретной эффективной характеристики от двух управляющих параметров, в данном случае от степени наполнения и среднего радиуса армирующих включений. Для этого неполный и, как правило, нерегулярный массив данных с помощью полинома Лагранжа (по двум переменным) представляется непрерывной функцией, после чего его можно отразить на регулярную сетку. После построения поверхности по значениям, представленным на этой регулярной сетке, можно на этой поверхности выделить линии уровня, отвечающие нижнему и верхнему значениям заданной эффективной характеристики материала. Проекция полосы (кольца), заключенной между этими линиями уровня, на плоскость управляющих параметров и определяет собой набор значений этих параметров, обеспечивающих вывод характеристики в заданный интервал. На плоскости управляющих параметров этот набор представляет собой тоже полосу или кольцо. Далее эта процедура может быть повторена для другой эффективной характеристики, и пересечение полос (колец) на управляющей плоскости определит набор управляющих параметров, выводящих одновременно уже две характеристики в заданные интервалы.

Наряду с наглядностью описанной процедуры она обладает тем достоинством, что заведомо неприемлемые сочетания требований к материалу сразу становятся очевидными. Для этого достаточно увидеть, что для двух или более заданных эффективных характеристик упомянутых пересечений полос или колец не существует.

Для выбора конкретного набора управляющих параметров необходимо сформулировать дополнительные требования, т.к. область пересечений – при ее наличии – определяет довольно широкий спектр этих параметров. Одним из условий может служить выбор конкретной точки в этой области, наиболее удаленной от границ. Это обеспечит устойчивость процесса создания реального материала по отношению к случайным отклонениям управляющих параметров от выбранного их сочетания.



На рисунке приведен пример полученной области управляющих параметров (выделенный темным цветом неправильный криволинейный многоугольник). По оси абсцисс меняется степень наполнения, по оси ординат – средний радиус компактных включений, эти параметры выбраны в качестве управляющих. Однотипные линии представляют собой ограничения на одну и ту же эффективную характеристику. Из приведенного примера видно, что часть ограничений может быть «пассивными», когда одна из линий, задающих верхнее или нижнее значение эффективной характеристики, не граничит с полученной областью.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проекты 08-01-00205-а, 09-08-00752-а.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА ЗАГОТОВКИ ПРИ РЕЗЬБОФОРМООБРАЗОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ Афонин А.Н.

Россия, ГОУ ВПО Орловский государственный технический университет, af@au.ru

SIMULATION OF FRACTURE MATERIAL OF WORKPIECES AT THREAD FORMING A FINITE ELEMENTS METHOD Afonin A.N.

The technique of simulation fracture of a material of workpiece is described at a thread rolling by a finite element method and a choice of damage criteria. The rational radial swagings received at simulation are resulted.

Известно, что одним из наиболее современных и перспективных способов резьбоформообразования является обработка пластическим деформированием – накатывание. Однако область применения этого высокоэффективного способа резьбоформообразования в настоящее время ограничена, как правило, получением резьб мелкого и среднего шага на заготовках из пластичных материалов.

Одной из основных причин ограничений применения резьбонакатывания является опасность разрушения заготовки при накатывании резьбы. Разрушение материала заготовки при накатывании может иметь разный характер. При значительных радиальных обжатиях степень деформации металла превосходит допустимую, что ведет к разрушению витка накатываемой резьбы. Поскольку в данном случае разрушение происходит, как правило, за один цикл деформирования, процесс можно считать близким к монотонным. При слишком малых радиальных обжатиях формирование профиля резьбы происходит за множество циклов деформирования. При этом происходит усталостное разрушение, заключающееся в шелушении поверхности витков накатанной резьбы. В этом случае процесс накатывания резьб относится к немонотонным.

В настоящее время выбор рациональных радиальных обжатий, исключающих возможность разрушения накатываемой резьбы, осуществляется экспериментальным путем. В связи с высокой трудоемкостью и стоимостью подобных исследований разработка новых прогрессивных технологических процессов накатывания крупных резьб И резьб на заготовках ИЗ труднообрабатываемых предварительно упрочненных или материалов является весьма затруднительной.

Крайне сложный, объемный характер напряженно-деформированного состояния в локальных деформируемых объемах делает на сегодняшний день весьма затруднительным, а иногда и невозможным получение аналитических формул, описывающих поля напряжений и деформаций при накатывании резьб. В связи с этим, для исследования процессов разрушения при резьбонакатывании представляется перспективным использование современных компьютерных методов численного моделирования, в частности метода конечных элементов (МКЭ) [3]. Для исследования напряженнодеформированного состояния заготовки при накатывании резьб был использован пакет программ DEFORM, предназначенный для исследования процессов обработки материалов давлением и резанием и обладающий возможностью автоматического адаптивного переразбиения сетки конечных элементов и современным, интуитивно понятным графическим интерфейсом.

В систему DEFORM заложена возможность расчета нескольких критериев разрушения: Кокрофта-Лейтема, нормализованного Кокрофта-Лейтема, МакКлинтока, Фройденталя, Райса-Трейси, Ояна, Аяды, Осакады, Броззо, Чжао-Куна и максимальных эффективных напряжений.

Разрушение поликристаллических металлов в монотонных процессах пластической деформации с достаточно высокой достоверностью может быть предсказано с помощью нормализованного критерия Кокрофта – Лейтема [4, 5]

$$D=\int^{\bar{\varepsilon}}\frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}}d\bar{\varepsilon}\,,$$

где $\overline{\mathcal{E}}$ - накопленная эквивалентная деформация по Мизесу;

 σ^* - максимальное главное напряжение;

 $\overline{\sigma}$ - эквивалентное напряжение по Мизесу.

Данный критерий разрушения является энергетическим и основан на вычислении

потенциальной энергии пластической деформации. Энергетические критерии разрушения относительно просты и, как правило, не требуют для своего использования проведения каких-либо дополнительных исследований механических свойств материалов. В то же время, в связи с этим они не учитывают ряд важных особенностей поведения материалов при деформировании, например залечивание дефектов, возникающее при смене знаков деформации, что приводит к занижению критических напряжений и деформаций при моделировании немонотонных процессов [1, 2].

При моделировании однократного накатывания резьб в системе DEFORM установлено, что разрушение заготовки происходит на гребне волны металла, образуемой при движении инструмента, что хорошо согласуется с результатами экспериментальных исследований. На рис. 1 приведены графики зависимости нормализованного критерия разрушения Кокрофта-Лейтема от радиального обжатия при однократном накатывании роликом резьб Тр40х6 и М40х4 на заготовках из стали 45 (прокат в состоянии поставки). Учитывая то, что критическое значение нормализованного критерия Кокрофта-Лейтема для углеродистых сталей равно 0,65 [4], максимально допустимые радиальные обжатия при накатывании данных резьб равны 0,32 и 0,36 мм соответственно.



Рис. 1. Зависимость нормализованного критерия разрушения Кокрофта-Лейтема от радиального обжатия при накатывании резьб.

DEFORM позволяет с высокой достоверностью моделировать разрушение изделий при накатывании резьб с небольшим количеством циклов деформирования, без использования дополнительных пользовательских подпрограмм. Для повышения достоверности моделирования усталостного разрушения необходимо дополнить систему подпрограммой, позволяющей реализовать критерий разрушения, учитывающий особенности немонотонных процессов деформации. К таким критериям можно отнести критерии разрушения, предложенные А.А. Богатовым и Г.Д. Делем [1, 2]. Вычислить данные критерии можно также, экспортировав значения полученных при моделировании с помощью МКЭ напряжений и деформаций в такие математические редакторы, как MathCAD или Maple. Разработка программ для моделирования усталостного разрушения при накатывании резьб представляет собой цель дальнейших исследований.

Моделирование с помощью МКЭ позволяет выбирать рациональную схему деформирования и избегать опасности разрушения заготовки, например, уменьшением в случае необходимости потребного радиального обжатия применением комбинированной режуще-деформирующей обработки (накатывание крупных резьб по предварительно прорезанной винтовой канавке).

Литература

1. Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов. – Екатеринбург: УГТУ – УПИ, 2002. – 329 с.

2. Дель Г.Д. Технологическая механика. М.: Машиностроение, 1978. – 269 с.

3. Киричек А.В., Афонин А.Н. Исследование напряженно деформированного состояния резьбонакатного инструмента и заготовки методом конечных элементов // СТИН. 2007, №7. – С. 21-25.

4. Bonora N. Identification and measurement of ductile damage parameters // Journal of Strain Analysis for Engineering Design. – 1999, №34(6). – P. 63-78.

5. Cockroft M.G., Latham D.J. Ductility and the workability of metals // Journal of the Institute of Metals. - 1968, №96. - P. 33-39.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Багмутов В.П., Захаров И.Н., Иванников А.Ю.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, e-mail: sopromat@vstu.ru

MODELING DEFLECTED MODE OF MATERIAL UNDER THERMAL-FORCE ACTIONS AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS

V. P. Bagmutov, I. N. Zakharov, A. Yu. Ivannikov

This work presents the solution of the task of mathematic simulation of piecewise-conformal coatings' electromechanical treatment in hyperthermal field and under contact pressure with account of time and space evolution of this treatment and modificated structural phase and deflected modes.

Одним из современных методов повышения эксплуатационных характеристик плазменных покрытий за счет формирования, развития аморфных и наноструктур является электромеханическая обработка (ЭМО). ЭМО реализуется при пропускании через зону обработки электрического тока высокой плотности 800-1000 А/мм² и низкого напряжения 2-6 В с удельным давлением в зоне контакта детали и упрочняющего инструмента (твердосплавного ролика) до 1500 МПа. В таких условиях вместе с одновременным спеканием и уплотнением частиц покрытия происходит его термическая обработка при скоростях нагрева и охлаждения 10⁶ °С/с. Результатом такого процесса является повышение когезионной и адгезионной прочности покрытия, а также повышение триботехнических характеристик, таких как износостойкость и шероховатость поверхности.

В данной работе рассматривается решение задачи математического моделирования ЭМО кусочно-однородных покрытий в условиях градиентного и высокотемпературного поля и контактного давления с учетом эволюции во времени и пространстве этого воздействия и вызванных им структурно-фазовых и напряженно-деформированных состояний. Решение поставленной задачи основано на разработке системы взаимосвязанных и функционально предназначенных частных моделях температурного поля, структуры и напряженно-деформированного состояния кусочно-однородного тела на всех этапах их формирования, определяемых эволюциями во времени и перемещениями в пространстве температурно-силового поля. Одной из существенных особенностей решения является необходимость учета движения наружного контура расчетной области при деформации и уплотнении поверхности кусочно-однородного полупространства в зоне контакта с деталью и решение сопутствующей контактно-нелинейной задачи.

В рамках рассматриваемой идеологии моделирования анализ температурного поля в данной работе выполнен путем решения методом конечных разностей (МКР) трехмерного уравнения теплопроводности с коэффициентами, зависящими от температуры, при нелинейных граничных условиях. При решении температурной задачи учитывается реальная форма исследуемого тела, временная и пространственная конфигурация теплового источника, а также перемещение зоны теплового и контактно-силового воздействия деформирующего электродинструмента по поверхности материала и в поперечном к ней направлении [1,2].

Особенностью данного моделирования является решение нелинейной контактной задачи, в рамках которой необходимым является определение неизвестной области контакта инструмента и поверхности. Решение данной задачи ищется методом последовательных приближений на основе далее описываемой методики. В первом приближении задается смещение некоторых точек полупространства в соответствии с перемещениями точек поверхности внедряемого эллипсоидного штампа. Проводится сравнение профилей получаемой в ходе решения поверхности полупространства и профилем жесткого внедряемого штампа. В случае несоответствия полученных перемещений пороводится уточнение граничных контактных условий, и задача решается снова. После того как достигнуто соответствие профилей контактирующих поверхностей в области контакта, рассчитывается равнодействующая F нормальных напряжений σ_z в этой зоне. Значение силы F сравнивается с нагрузкой F_0 , действующей на штамп по условию. В случае если они отличаются на величину, большую заданной погрешности, перемещение в центре пятна контакта, назначенное в предыдущем приближении, должно быть скорректировано. Для этого из соотношения сил F и F_0 устанавливается степень изменения перемещения для следующей итерации.

Модель структурно-фазовых состояний сплава в процессе теплового воздействия основана на использовании расчетных данных о динамике распространения температурного поля и учете влияния скорости изменения, ее градиентов на процесс образования структурных состояний как материала

покрытия, так и основного металла, с выделением совокупностей точек с одинаковыми структурным состоянием. Результатом решения данной задачи являются картины расположения образующихся в объеме материала структурных областей, а также зависимости их геометрических параметров от различных сочетаний режимов температурно-силового воздействия [2,3].

Полученная картина расположения структурных зон, обладающих разными физикомеханическими свойствами, а также характеристиками теплового поля, является основой для решения задачи о напряженно-деформированном состоянии методами механики неоднородных сред.

Расчет напряжений проводится по данным о динамике изменения температурных полей, структуры материала и контактных напряжений в ходе температурно-силового воздействия. На этом этапе решается уравнение Дюгамеля-Неймана, которое дополняется слагаемым, учитывающим относительное изменение линейных размеров материала при изменении структурного состояния:

$$\nabla^2 u + \frac{1}{1 - 2\mu} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial x} - \frac{2 \cdot (1 + \mu)}{1 - 2\mu} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\alpha_t \Delta T + \delta_{cmp} \right) = \frac{\rho}{G} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}; \quad (uvw)(xyz)$$

где ΔT – изменение температуры в рассматриваемой точке в течение исследуемого промежутка времени, δ_{crp} представляет собой дельта-функцию, которая принимает отличные от нуля значения только в тех точках, где в данный момент времени произошло фазовое или структурное превращение, сопровождающееся изменением объёма сосуществующих фаз, и вклад её носит импульсный характер.

Упругопластическое поведение кусочно-однородного тела описывается известной процедурой в теории пластичности: метод дополнительных деформаций в теории течения с учетом физикомеханических характеристик компонент неоднородного тела от температуры.

Результатом моделирования на данном этапе является определение зоны контакта инструмента и кусочно-однородного тела, картины распределения температур, скоростей нагрева и охлаждения и градиентов по объему в различные моменты времени. Также определяется напряженнодеформированное состояние упрочняемого кусочно-однородного тела.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-08-12070-офи и АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы" № 2.1.2/1397.

Список литературы:

- 1. Моделирование структуры и напряженно деформированного состояния многослойных образцов при электромеханической обработке / В.П. Багмутов, И.Н. Захаров, А.Ю. Иванников, Е.Б. Захарова // Деформация и разрушение материалов: сб. ст. по матер. Первой Междунар. конф. / ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН и др. М., 2006. Т.2. С. 803-804.
- Система компьютерного моделирования процессов формирования температурных полей, структуры и напряжённого состояния плазменных покрытий при электромеханическом упрочнении / В.П. Багмутов, И.Н. Захаров, А.Ю. Иванников, Е.Б. Захарова // Компьютерное моделирование 2007: тр. междунар. науч.-техн. конф., 26-27 июля 2007 г. / С.-Петерб. гос. политехн. ун-т. - СПб., 2007. - С. 32-35.
- 3. Компьютерное моделирование тепловых процессов при электромеханическом упрочнении плазменных покрытий / В.П. Багмутов, И.Н. Захаров, А.Ю. Иванников, Е.В. Поплавский // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2007. Т. 3, № 8. С. 135-140.

РОЛЬ СВОБОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ Балохонов Р.Р., Романова В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

THE ROLE OF FREE SURFACE IN DEFORMATION OF MATERIAL WITH COATING OF DIFFERENT WIDE. NUMERICAL SIMULATION Balokhonov R.R., Romanova V.A.

The Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, 634021 Tomsk, Russia

E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

In this paper we show that stress concentration near the interface "coating–substrate" increases with the decreasing of the coating width, which results in earlier fracture of the composite. This effect is calculated to appear at small coating widths (up to $80 \mu m$).

В работе исследуются процессы деформации и разрушения материала с покрытиями различной толщины. Моделирование проводится в постановке плоской деформации. Динамическая задача решается численно методом конечных разностей. Граница раздела «покрытие-подложка», имеющая характерную игольчатую структуру, учитывается в расчетах явно. Для описания механической реакции стальной основы и боридного покрытия используются модели упруго-пластического течения с изотропным упрочнением и упруго-хрупкого разрушения, соответственно. Модель разрушения учитывает зарождение трещин в локальных областях объемного растяжения.

Проведены серии численных экспериментов на растяжение. Варьировались соотношение объемов, занимаемых подложкой и покрытием при определенной толщине покрытия, а также толщина покрытия.

Показано, что при малых толщинах покрытия (до 80 мкм) концентрация напряжений вблизи границы раздела «покрытие-подложка» возрастает с уменьшением толщины покрытия, что приводит к разрушению при меньших степенях относительного удлинения образца. При дальнейшем увеличении толщины покрытия величина концентрации напряжений перестает изменяться (см. рис. 1).



Рис. 1. Максимальные концентрации напряжений вблизи границы раздела «покрытие-подложка» в зависимости от толщины покрытия.

Установлено, что данный эффект проявляется уже на упругой стадии и усиливается по мере развития пластической деформации в подложке. Если, моделируя стесненные условия деформирования в объеме материала, поверхность образца закрепить в направлении перпендикулярном направлению растяжения, то изменения концентраций напряжений при разных толщинах покрытия не наблюдается.

Таким образом, результаты моделирования позволяют сделать следующий вывод. Свободная поверхность играет важную роль – в пределах тонкого приповерхностного слоя облегчены процессы формоизменения. Чем ближе к поверхности расположена характерная неоднородность структуры (в данном случае граница раздела «подложка–покрытие»), тем выше вероятность возникновения опасных концентраций напряжений вблизи этой неоднородности.

Работа выполнена в рамках государственной научной программы РАН.

DFMN-2009

ЭФФЕКТ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА ПРИ ИЕРАРХИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТОВ

Балохонов Р.Р., Романова В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

EFFECT OF THE INTERFACE CURVATURE IN HIERARCHICAL SIMULATION OF DEFORMATION AND FRACTURE OF COMPOSITES Balokhonov R.R., Romanova V.A.

The Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, 634021 Tomsk, Russia

E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

Presented is the numerical simulation of deformation and fracture in "Al–Al₂O₃", "Steel substrate– boride coating", "coal litotypes–pores" composites. Interface curvature is found to cause local tensile stresses even under hydrostatic external compression of the composites. This controls the fracture of the composites under external tension and compression.

В работе с помощью численных и аналитических оценок объяснены причины возникновения локальных зон растяжения при сжатии структурно-неоднородных материалов: металлокерамический композит, материал с покрытием и угольный композит.

Моделирование проводится в постановке плоской деформации. Динамические задачи решаются численно методом конечных разностей. Границы раздела между компонентами структуры («покрытие – подложка», «матрица – включение», «литотипы угля – поровое пространство») учитываются в расчетах явно. Для описания пластичности используются модели изотропного упрочнения. Модель разрушения хрупких компонентов структуры учитывает зарождение трещин в локальных областях объемного растяжения.



Рис. 1. Картины разрушения композитов при разных видах внешней нагрузки.

Выводы по результатам моделирования деформации композитов (рис.1):

 при сжатии структурно-неоднородных материалов возникают локальные области объемного растяжения. Величины растягивающих напряжений в данных областях сравнимы с уровнем внешне приложенной сжимающей нагрузки. Формирование областей растяжения связано с кривизной границ раздела, их сложной формой;

 предложенная модель разрушения правильно описывает экспериментально наблюдаемый характер растрескивания хрупких материалов и композитов. Трещины при растяжении и сжатии зарождаются вблизи границ раздела и распространяются под действием растягивающих нагрузок перпендикулярно направлению растяжения и вдоль направления сжатия;

– благодаря тому, что на определенной глубине залегания пласта горной породы возможен переход от условий сжатия к растяжению, возможна смена механизма разрушения природного композита – на больших глубинах преобладает механизм расслаивания вдоль границ раздела, а вблизи поверхности Земли доминирует объемное растрескивание.

 поскольку трещины распространяются вдоль направления внешнего сжатия, неровная игольчатая форма границы раздела материал-покрытие препятствует формированию продольной трещины в покрытии и предотвращает его отслоение.

Работа выполнена в рамках государственной научной программы РАН.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ПОКРЫТИЕМ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ Балохонов Р.Р., Романова В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск E-mail: rusy@ispms.tsc.ru

NUMERICAL SIMULATION OF DEFORMATION AND FRACTURE IN A COATED MATERIAL UNDER SURFACE DYNAMIC LOADING

Balokhonov R.R., Romanova V.A.

It is shown that the amplitude of loading strongly influences the fracture of the coating and plastic flow localization in the substrate.

Проведено моделирование динамического воздействия на поверхность композита «сталь боридное покрытие». Композит испытывает ударное сжатие в направление Y с различными скоростями (рис. 1). Боковые грани остаются свободными от нагрузок, а нижняя закреплена в направлении Y.



Рис. 1. Схема нагружения композита «сталь – боридное покрытие».



Рис. 2. Распределения интенсивности напряжений (а) и пластической деформации с нанесенными зонами разрушения в покрытии (б) при различных скоростях деформирования: $1 - 2 \times 10^4$ c⁻¹; $2 - 10^4$ c⁻¹; $3 - 2 \times 10^3$ c⁻¹. Средняя деформация композита в направлении Y – 0.8 %.

Результаты численного моделирования позволяют сделать следующие общие выводы.

- Растрескивание покрытия при высоких скоростях воздействия реализуется на ранних стадиях деформирования во фронте волны сжатия и происходит по смешанному механизму разрушения, как в областях локального сжатия, так и в областях растяжения. Трещины преимущественно распространяются в направлениях действия максимальных касательных напряжений (рис. 2,1).
- 2) При средних скоростях деформирования, когда интенсивностях воздействия ниже предела прочности материала покрытия на сжатие, зарождение и распространение трещин происходит исключительно в областях растяжения. Трещины представляют собой области разрушенного материала, вытянутые вдоль направления внешнего воздействия (рис. 2,2). При низких скоростях множественного растрескивания покрытия не происходит, а локализация пластического течения в подложке выражена более ярко (рис. 2,3).

Работа выполнена в рамках государственной научной программы РАН.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ КОМПЬЮТЕРНЫХ МОДЕЛЕЙ ВКЛЮЧЕНИЙ ГРАФИТА ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Баранов Д. А., Неснов Д. В., Ильчишин О.В.

Украина, Донецкий национальный технический университет, Донецкий институт автомобильного транспорта, BaranovDA@rambler.ru

THE MATHEMATICAL DESCRIPTION OF COMPUTER MODELS OF INCLUSIONS OF GRAPHITE AFTER DEFORMATION OF HIGH-STRENGTH PIG-IRON Baranov D. A., Nesnov D. V., Ilchishin O.V.

In the report the principles of drawing up of the mathematical description of three-dimensional models graphitic of inclusions in pig-iron are considered at various ways rolling

Чугун с шаровидным графитом является перспективным конструкционным материалом, успешно заменяющим дорогие стали. Если на металлическую основу можно воздействовать последующей термической обработкой, то изменения в графитной фазе являются необратимыми из-за малой подвижности атомов углерода в графите. Форма графита оказывает определяющее влияние на свойства железоуглеродистых сплавов. В связи с этим, важно знать какие изменения испытывает графит в процессе пластического деформирования чугуна. О формоизмении включений графита можно получить представление с помощью математической модели пластического течения разнородных материалов, составленных из фаз с разными реологическими свойствами. В связи с этим важную роль приобретает информация, полученная на основании металлографического исследования изменения облика графитных включений в процессе деформирования высокопрочного чугуна. Данные о виде сечений графитных частиц разными плоскостями шлифа были использованы нами при компьютерном репродуцировании трехмерных моделей графитных частиц. Методика получения компьютерного облика деформированного графита подробно описана в работе [1].

При построения математических моделей ранее полученные трехмерные модели графитовых включений (рис. 1) были спроецированы на три основные плоскости проекций. Математическое описание трехмерной модели на данный момент находиться в стадии разработки. Поэтому задача сводилась к описанию двумерной (плоской) модели.



Рисунок 1 - Компьютерные модели деформированного графита в холоднокатаном (а, 75%; в, 30%), горячекатаном (б, 75%) и теплокатаном (г, 40%) высокопрочном чугуне

Создание двумерной (плоской) модели рассмотрим на примере деформированного графита (теплая деформация 20%) рис. 2а. Для построения математического описания данной кривой весь контур данной кривой был разбит на участки (рисунок 2б). Полученные в результате разбивки координаты точек передавались в программу MS Excel, где и были построены кривые а так же получены математические зависимости (верхней и нижней части соответствующего облика), которые описывают компьютерное изображение деформированного графита (рис. 3).



а)
 Б)
 Рисунок 2 – Компьютерная модель деформированного графита после теплой деформации на 20% (а)
 и разбиение кривой поверхности (б) на участки



Рисунок 3 – Наглядный вид фигуры, математические зависимости (верхней и нижней полуоси), описывающей компьютерный облик деформированного графита (теплая деформация 20%)

При оценке точности полученной математической модели погрешность (по сравнению с трехмерной моделью) не составляла более 5-7%. На рис. 4 представлен вид фигуры после наложения контура, полученного математическим путем и контура графической модели.



Рисунок 4 – Наглядный вид фигуры после наложения контура, полученного математическим путем и контура графической модели

Полученная точность является достаточной. Это можно обосновать тем, что при построении трехмерной модели, ее контуры выбирались на микрофотографиях шлифов деформированного чугуна, при этом форма модели в какой либо из трех плоскостей бралась усредненной в диапазоне формоизменений чугуна на данной плоскости. Полученная точность кривых и формул не выходила за пределы выбранного диапазона. Поэтому можно утверждать, что полученные математические модели соответствуют полученным экспериментальным образцам шлифов деформированного чугуна.

Литература

1. Баранов Д.О., Неснов Д.В. Комп`ютерне моделювання формозміни графіту при деформації високоміцного чавуну // металознавство та обробка металів. – 2002, № 4. – с. 13 – 17.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЁХФАЗНЫХ НЕТЕКСТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ЭПОКСИДНОЙ ОСНОВЕ АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

¹Бардушкин В.В., ²Колесников В.И., ²Лапицкий А.В., ³Сычёв А.П., ¹Яковлев В.Б.

¹Россия, Москва, Московский институт электронной техники, <u>bardushkin@mail.ru;</u> ²Россия, Ростов-на-Дону, Ростовский государственный университет путей сообщения; ³Россия, Ростов-на-Дону, Южный научный центр РАН

MODELLING OF EFFECTIVE ELASTIC CHARACTERISTICS OF THREE-PHASE NON-TEXTURED ANTIFRICTIONAL COMPOSITES ON THE EPOXY BASIS

Bardushkin V.V., Kolesnikov V.I., Lapitsky A.V., Sychev A.P., Yakovlev V.B.

Modelling of effective elastic characteristics of the antifrictional composites with spherical inclusions on the epoxy basis is carried out. Model is based on general singularity approximation of the theory of random fields. Young's modules and Poisson coefficients for three-phase non-textured composites with isotropic components are calculated. Influence of substance and concentration of strengthening phases on effective modules of elasticity of considered materials is investigated.

Композиционные материалы на основе эпоксидных смол находят широкое применение в узлах и деталях трибосопряжений вследствие хорошей адгезии эпоксидных полимеров к металлам и другим материалам, высокой механической прочности, малой усадки, водопоглощения, износостойкости, термостойкости и низкого коэффициента трения. Среди них большое практическое использование имеют дисперснонаполненные антифрикционные композиты, у которых в качестве традиционных наполнителей применяют графит, кокс, дисульфид молибдена, стеклянные волокна, металлы, их оксиды и т.п. [1]. При анализе работоспособности изделий из этих материалов встаёт проблема их механического поведения. Поэтому задача моделирования и расчёта эффективных упругих свойств дисперснонаполненных антифрикционных композитных материалов на эпоксидной основе является актуальной и имеет практический интерес. В основе данного анализа лежит вычисление эффективных упругих характеристик неоднородных материалов c^* , связывающих средние значения напряжений $<\sigma_{ii}(\mathbf{r}) >$ и деформаций $<\varepsilon_{kl}(\mathbf{r}) >$ в материале [2]:

$$<\sigma_{ij}(\mathbf{r})>=c_{ijkl}^*<\varepsilon_{kl}(\mathbf{r})>,$$

где **г** – радиус-вектор случайной точки среды, угловые скобки определяют усреднение по объёму.

В настоящей работе проведено моделирование эффективных упругих характеристик нетекстурированных композитных материалов антифрикционного назначения, которое опирается на метод обобщённого сингулярного приближения теории случайных полей [2-4]. В приближении однородности полей напряжений и деформаций в пределах отдельного элемента неоднородности выражение для вычисления тензора эффективных модулей упругости композиционного материала имеет вид (индексы опущены) [2]:

$$c^* = \langle c(\mathbf{r})(I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle \langle (I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1}.$$
 (1)

Здесь c – тензор модулей упругости, I – единичный тензор четвёртого ранга; двойным штрихом обозначена разность между величинами неоднородной среды и однородного тела сравнения (в работе параметры тела сравнения принимались равными упругим модулям матрицы). Тензор g – сингулярная составляющая второй производной тензора Грина уравнений равновесия (по индексам, заключённым в выражении для тензора g в круглые скобки, осуществляется операция симметризации):

$$g_{ijkl} = a_{i)(kl)(j}, \ a_{imjn} = -\frac{1}{4\pi} \int n_n n_m t_{ij}^{-1} d\Omega,$$

где $d\Omega = \sin \theta d\theta d\phi$; t_{ij}^{-1} – элементы матрицы, обратной матрице *T* с элементами $t_{ij} = c_{injm}^c n_n n_m$ (верхним индексом «с» обозначены параметры тела сравнения); n_i – компоненты вектора внешней нормали к поверхности включения сферической формы: $n_1 = \sin \theta \cos \varphi$, $n_2 = \sin \theta \sin \varphi$, $n_3 = \cos \theta$.

Соотношение (1) может быть использовано для расчёта эффективных характеристик многофазных композитных материалов [3, 4]. Рассмотрим трёхфазный композит, т.е. материал, состоящий из трёх типов компонентов с объёмными концентрациями v_1 , v_2 , v_3 ($v_1 + v_2 + v_3 = 1$), где индексы «1» и «2» относятся к включениям сферической формы фаз 1 и 2 соответственно, а «3» –

к матрице. При этом для некоторой случайной величины $a(\mathbf{r})$ в трёхфазном композитном материале операция усреднения сводится к суммированию:

$$< a(\mathbf{r}) > = v_1 < a_1(\mathbf{r}) >_{V_1} + v_2 < a_2(\mathbf{r}) >_{V_2} + v_3 < a_3(\mathbf{r}) >_{V_3}.$$
 (2)

Учитывая (2), выражение (1) для вычисления эффективных упругих характеристик трёхфазных нетекстурированных композитов при $c^c = c_3$ примет вид:

$$= (\mathbf{v}_{1} < c_{1}(I - gc_{1}'')^{-1} >_{V_{1}} + \mathbf{v}_{2} < c_{2}(I - gc_{2}'')^{-1} >_{V_{2}} + \mathbf{v}_{3} < c_{3} >_{V_{3}}) \times \times (\mathbf{v}_{1} < (I - gc_{1}'')^{-1} >_{V_{1}} + \mathbf{v}_{2} < (I - gc_{2}'')^{-1} >_{V_{2}} + \mathbf{v}_{3}I)^{-1}.$$
(3)

Таблица 1. Модули упругости компонентов композита (*E* – модуль Юнга, γ – коэффициент Пуассона)

 c^*

Компоненты композита	Е, ГПа	γ	
Включения (фаза 1)			
Графит	10,9	0,235	
Включения (фаза 2)			
Медь	125	0,28	
Алюминий	72	0,35	
Стекло	7	0,2	
Матрица (фаза 3)			
ЭД-20	3,8	0,39	

Далее в работе рассматриваются модельные дисперснонаполненные композиты, упругие модули изотропных компонентов которых соответствуют материалам на основе полимерного связующего ЭД-20 с включениями двух типов: графита и меди (или алюминия, или стекла). Модули упругости компонентов представлены в табл. 1.

На рис. 1 приведены результаты расчётов по соотношению (3) эффективных упругих характеристик – модуля Юнга E^* и коэффициента Пуассона γ^* – для модельных композитов от изменения объёмной концентрации ν_2 компонента фазы 2 при фиксированной концентрации графита (фаза 1) $\nu_1 = 0,1$.



Рис. 1. Эффективные характеристики антифрикционных композитов на основе связующего ЭД-20: 1 – стекло; 2 – медь; 3 – алюминий

Проведённые расчёты показывают, что при увеличении объёмной доли включений упрочняющей фазы эффективные модули упругости дисперснонаполненных композитов изменяются по закону, близкому к линейному. При этом наиболее существенно увеличиваются значения модуля Юнга, а значения коэффициента Пуассона снижаются незначительно, т.е. внесение наполнителей улучшает упруго-прочностные свойства антифрикционных композитных материалов на эпоксидной основе.

Литература

- 1. Машков Ю.К., Овчар З.Н., Байбарацкая М.Ю., Мамаев О.А. Полимерные композиционные материалы в триботехнике. М.: Недра, 2004. 261 с.
- 2. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. 399 с.
- 3. Колесников В.И., Бардушкин В.В., Сычёв А.П., Яковлев В.Б. Упругие свойства матричных композитов с неизометричными включениями. // Изв. вузов Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. 2004. № 1. С. 67-70.
- 4. Колесников В.И., Бардушкин В.В., Сычёв А.П., Яковлев В.Б. Эффективные характеристики и анизотропия упругих свойств трёхфазного композита с ориентированными неизометричными включениями. // Изв. вузов Сев.-Кавк. регион. Техн. науки. 2006. Приложение № 2. С. 89-92.

 E^* , $\Gamma\Pi a$

6

5.5

5

4.4

⁴0

0.05

0.1

0.15

0.2

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУТАВРОВОЙ БАЛКИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ

Белов Е.Г.¹, Ефимов О.Ю.¹, Чинокалов В.Я.¹, Полторацкий Л.М.¹, Коновалов С.В.², Громов В.Е.²

¹Россия, ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», e-mail: popeleva_es@zsmk.ru ²Россия, ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

STRUCTURE-PHASE STATES AND MECHANICAL PROPERTIES OF I-BEAM ON THE THERMOMECHANICAL STRENGTHENING

Belov E.G.¹, Efimov O.Yu.¹, Chinokalov V.Ya.¹, Poltoratskii L.M.¹, Konovalov S.V.², Gromov V.E.² The results of structure and mechanical properties formation on industrial production of steel 09MnSi2 I-beam with the use of accelerated cooling in rolling mill are presented.

Целью настоящей работы являлось изучение формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств двутавра ДП155 класса 345 из сталей 09Г2С и 09Г2СФ при ускоренном охлаждении в линии сортового стана 450 ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат». Охлаждение осуществлялось на установке ускоренного охлаждения (УУО) с давлением воды на подводах 2-4 атм. (табл.).

$\mathcal{N}_{\underline{0}}$	Т, ⁰С		
режима	После 3 клети	перед холодиль.	
1	1100-1130	1010-1030	
2	1090-1120	680-700	
3	1120-1160	830-850	
4	1120-1160	830-850	

Таблица – Режимы охлаждения проката

Установлено, что горячекатаный двутавр (температура перед холодильником 1010-1030°С, режим 1) химического состава по ГОСТ 19281 не обеспечивает прочностных свойств класса 345. Охлаждение раската по режиму 3 (до 830-850°С) при прочих равных условиях позволило увеличить предел текучести проката на 30-65 МПа и получить требуемый комплекс свойств. Дальнейшее снижение

температуры до 680-700 °C (режим 2) привело к росту предела текучести еще на 20-50 МПа.

Микролегирование стали 09Г2С ванадием и ускоренное охлаждение в УУО по режиму 4 (температура 830-850°С) обеспечивает тот же уровень прочностных характеристик, что и охлаждение до 680-700 °С (режим 2) стали 09Г2С без ванадия. Значения ударной вязкости всех исследованных режимов и сталей при всех видах испытаний значительно превышают требования стандарта.

Исследование макроструктуры ускоренно охлажденного двутавра выявило неоднородность в сечении профиля, которая проявляется в виде двух участков различной травимости: наружного (поверхностного) слоя и основного сечения.

На полках профиля при ускоренном охлаждении по режимам 2 и 3 получен равномерный по толщине упрочненный поверхностный слой, с ростом интенсивности охлаждения увеличивается его сплошность и толщина. В местах сочленения полок и стенки профиля при охлаждении последнего по режиму 2 прокаливаемость практически сквозная. В центральной части стенки упрочненный слой минимален и располагается с одной стороны (верх профиля при прокатке), а при охлаждении по режиму 3 упрочненный слой на стенке получен только вблизи места ее сочленения с полкой. Такой характер распределения слоя объясняет разброс прочностных свойств по сечению двутавра.

В поверхностном слое полок проката, упрочненного по режиму 2, формируется структура продуктов отпуска мартенсита. В слоях, прилегающих к поверхностному, получены структуры, образованные в результате распада переохлажденного аустенита по промежуточному механизму. Структура продуктов распада переохлажденного аустенита по промежуточному механизму неоднородна по глубине. На участках, прилегающих к поверхностному слою, характерно наличие в бейнитной составляющей равномерно распределенных мелких выделений избыточной фазы. При удалении от поверхности проката происходит увеличение количества выделений по полю шлифа и по границам бейнитных пакетов. В более глубоких слоях образуются структуры механической смеси феррита и пакетов бейнита с выделениями зерен избыточного феррита. Количество механической смеси феррита и бейнита уменьшается с удалением от поверхности проката в результате снижения скорости охлаждения и происходит образование структуры состоящей из феррита и перлита.

Для проката, охлажденного по режиму 3, характерно отсутствие поверхностного слоя продуктов отпуска мартенсита. Строение структуры в упрочненных слоях аналогично рассмотренному при распаде переохлажденного аустенита по промежуточному механизму.

АНИЗОТРОПИЯ ФРАКТАЛЬНОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ФОЛЬГ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКОЛ Fe77Ni1Si9B13 И Fe70Cr15B15 Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Варкентин М.А., Гиляров В.Л., Корсуков В.Е.,

Корсукова М.М., Обидов Б.А.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия E-mail: vjacheslav.korsukov@mail.ioffe.ru

Betekhtin V.I., Butenko P.N., Varkentin M.A., Hiliarov V.L., Korsukov V.E., Korsukova M.M., Obidov B.A.

Studies of formation of shear bands and surface cracks are of great importance for understanding the failure mechanism in metallic glasses (MG). Surface relief of MG ribbons under uniaxial tensile stress and the relief of the rapture surfaces were examined by scanning tunneling microscopy (STM). Quantitative characterization of the surface roughness was made by fractal analysis. We established the anisotropy in the relief of the surfaces. This anisotropy is reflected in the fractal parameters as well. The mechanism of formation of anisotropic relief is discussed.

Исследования зарождения полос сдвига и поверхностных трещин в металлических стеклах (MC) важны для понимания механизма разрушения MC и улучшения их механических свойств. Методом сканирующей туннельной микроскопии были измерены рельефы поверхности нагруженных лент MC, а также их поверхности разрыва. Для количественного описания шероховатости рельефа нами был применен фрактальный анализ. Показано, что рельеф поверхностей обладает анизотропией, что находит отражение во фрактальных характеристиках. Обсужден механизм образования анизотропного рельефа.

Методом сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) исследовали in situ изменение рельефа поверхности лент МС под воздействием одноосного растяжения вплоть до разрыва. Исследовался рельеф при ступенчатом нагружении сплава Fe₇₇Ni₁Si₉B₁₃ и при постоянном напряжении во времени сплава $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$. Механическое напряжение при растяжении σ составляло 0÷3 GPa. При обработке изображений поверхности лент и поверхностей разрыва использовались методы вейвлет преобразований и покрытий [1-3]. Топограммы нагруженной поверхности при ступенчатом нагружении приведены на рис. 1(a,b,c), а изменение рельефа во времени на рис.1(e,f). Из рисунков (b) и (f) видно, что перед «критическим событием» (образованием полос сдвига или поверхностных трещин) происходит увеличение шероховатости поверхности, а после образования дефекта поверхность около него разглаживается. Как показано в [3], такие трансформации рельефа происходят при различных нагрузках, при этом масштаб поверхностных дефектов возрастает. Описанные явления отражаются на фрактальных характеристиках поверхности, таких как средняя фрактальная размерность **D**, рассчитанная по методу покрытий (см. рис.1a,b,c), или зависимостей показателя Гельдера (**h**) и полуширины спектра сингулярностей (Γ), рассчитанных по методу вейвлет преобразований (см. рис.1а). Рельефы нагруженных поверхностей после образования полос сдвига и поверхностных трещин, а также поверхностей разрыва, обладают анизотропией, которая проявляется во фрактальных характеристиках. По нашему мнению фрактальность поверхности разрыва «наследует» фрактальность нагруженной поверхности, а анизотропия поверхности разрыва объясняется механизмом роста магистральной трещины.

Литература

- 1. Bing Yang, Mark L. Morrison, Peter K. Liaw, et al. Appl. Phys. Lett., 86, 141904 (2005).
- 2. Arneodo, F. Bacry, J.E. Muzy. Physica, A213, 232 (1995).
- 3. Yan Su, Wei-Sheng Lei. International Journal of Fracture, 106, N 3, 41 (2000).
- 4. В.Л. Гиляров, В.Е. Корсуков, П.Н. Бутенко, И.Н. Светлов. ФТТ, **46**, 1806 (2004).
- 5. В.И.Бетехтин, П.Н. Бутенко, В.Л. Гиляров и др. ФТТ, **50**, 1800 (2008).



Рис. 1. Рельефы нагруженных поверхностей и поверхностей разрыва МС.

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ОБНАРУЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЙ В ГЛУБИНЕ ОБЪЕКТА Борисенко Д.И., Кусов Н.Ф.

Россия, ФГУП ННЦ ГП – ИГД им. А.А. Скочинского, dima-luxinzhi@mail.ru

DEVELOPMENT OF MODEL OF DESTRUCTION'S DETECTION IN THE DEPTH OF OBJECT Borisenko D.I., Kusov N.F.

The model of principal new design of device for destruction's detection in the depth of solid objects by registration of acoustic radiation has been proposed.

Контроль с помощью методов акустической эмиссии дефектов и разрушений в глубине твёрдых тел изучен довольно основательно [1, стр. 379]. Применительно к металлургии, например, в недавнем прошлом с помощью акустической эмиссии регистрировались настолько малые дефекты, которые при обычных методах исследования не обнаруживались [2, стр. 43]. В горном деле, где имеют место значительные линейные размеры, акустические методы остаются и по сей день наиболее эффективным средством диагностики явлений, имеющих место в глубине горного массива, вдали от свободной поверхности, на которой можно установить измерительную аппаратуру.

Для определения местоположения зоны разрушения внутри твёрдого тела – источника акустической эмиссии – требуется использовать несколько датчиков, чтобы по разности времени прихода акустических импульсов на них запеленговать источник этих импульсов. Однако, это не всегда удобно, а в некоторых случаях, например, в горном деле, не всегда возможно. Альтернативой установке нескольких датчиков, разнесённых в пространстве, является использование предлагаемого в настоящей работе способа.

Поскольку при распространении продольной акустической волны смещение частиц среды происходит в радиальном направлении от источника, в системе координат, связанной со средой, проекция вектора такого смещения на координатную ось будет зависеть от угла между этой осью и направлением на источник волны. Логично предположить, что если создать систему, измеряющую амплитуду смещения частиц среды, по которой распространяется акустическая волна, то интенсивность регистрируемого этой системой сигнала будет зависеть от угла между нормалью чувствительного элемента и направлением распространения волны. При достаточной продолжительности монотонного сигнала чтобы провести измерения при нескольких углах (позиция 6 на рис. 1) между чувствительным элементом и направлением волны такая система однозначно даст пеленг его источника.

Для экспериментальной проверки возможности создания такой системы была разработана установка, принципиальная схема которой показана на рис.1.



Рисунок 1. Принципиальная схема эксперимента: 1 – пьезоэлемент; 2 – направляющие; 3 – регистрирующий конус; 4 – образец; 5 – источник акустических импульсов; 6 – система измерения угла.

Результаты проведённого в настоящей работе измерения коэффициента направленности – отношения интенсивности I_{Θ} излучения (в направлении под углом Θ к нормали излучателя) к интенсивности в направлении нормали I_0 – в зависимости от угла отклонения нормали чувствительного элемента от направления на источник звука представлены на рис. 2.



Рисунок 2. Зависимость коэффициент направленности регистрируемого акустического сигнала от угла отклонения нормали чувствительного элемента от направления на источник звука (в°).

В работе [3] исследовался коэффициент направленности ультразвука в полудисках известняка и перидотита, и также получено, что интенсивность регистрируемого акустического сигнала зависит от угла между приёмником и направлением распространения акустических волн. Причём, регистрируемый акустический сигнал тем интенсивнее, чем меньше этот угол, при его значении, равном нулю (т.е. когда эти два вектора совпадают) интенсивность воспринимаемого чувствительным элементом акустического сигнала максимальна [3, стр. 95]. Налицо явное согласование физических представлений с имеющимся экспериментальным материалом, однако, только после подтверждения зависимости интенсивности регистрируемых сигналов от угла между чувствительным элементом и направлением на объект, проведенного в такой геометрии, как в настоящей работе (с коническим окончанием чувствительного элемента) открывается возможность разработки способа пеленгации зон разрушения (источников акустических импульсов) при использовании меньшего количества мест установки чувствительных элементов.

Таким образом, полученные в настоящей работе экспериментальные результаты могут служить обоснованием для разработки метода обнаружения разрушений в глубине твёрдого тела. Особенно это актуально для применения в горном деле, где линейные размеры значительны, а проведение замеров акустических импульсов, распространяющихся по сплошной среде (горному массиву) с нескольких точек не всегда возможно.

Литература

- Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие в 4 т./ Под общей ред. Панасюка В.В. – Киев: Наукова думка, 1988/ Т 3: Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения/ Ковчик С.Е., Морозов Е.М. – 1988. – 436 с.
- 2. О.А. Бартенев, В.А. Хамитов/ Применение метода акустической эмиссии для исследования фазовых превращений в сплавах (Обзор)// Заводская лаборатория. Изд-во «Металлургия». 1987 том 53, №6, С. 37–45.
- 3. В.С. Ямщиков/ О направленности волнового поля ультразвукового излучателя в горных породах// Научные труды МИРГЭМ. 1964, №52, Вып. 2 Физика горных пород, С. 91–95.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В СТАЛЬНОМ ОБРАЗЦЕ С ПРОРЕЗЬЮ ПРИ ПЛОСКОМ УДАРНО – ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ Буравова С.Н., Полетаев А.В., Сайков И.В.

Россия, Институт Структурной Макрокинетики Российской Академии Наук Черноголовка, Московской области, 142432 E mail: Svburavova@yandex.ru

LOCALIZATION OF DEFORMATION IN THE STEEL SAMPLE WITH SLIT AT FLAT SHOCK-WAVES LOADING.

Buravova S.N., Poletaev A.V., Saikov I.V.

A shock compression experiment was performed on steel specimen, containing pre-existing through slit. It is suggested, that strips of localization deformation have the spalling nature. Strips are consequence of an interference of rarefaction waves.

С момента обнаружения адиабатических полос сдвига при выбивании пробки в процессе проникания снаряда в преграду ведутся споры о природе образования полос локализованной деформации. Не понятно, почему сдвиг возникает в очень тонких полосах, а прилегающие участки остаются равномерно деформированными. В [1, 2] модельными экспериментами совместно с рассмотрением динамики проникания снаряда [3] показано, что полосы локализованной деформации являются результатом интерференции волн разгрузки. Природа полос адиабатического сдвига оказалась откольной. В данной работе результаты экспериментов по образованию откольных трещин рассмотрены с динамикой их образования. Показано, что полосы локализованной деформации, являющиеся продолжением откольных трещин, обязаны процессам интерференции волн разгрузки.

Образец представлял собой цилиндр со сквозной прорезью, длиной 10 мм, высотой 10 мм, диаметром 20 мм, материал - Ст.3. Вместе с обоймой образец помещался на стальную подложку, толщиной 5 мм и подвергался действию ударной волны, которая создавалась накладным зарядом насыпного гексогена через алюминиевую пластину. Материал образца в ударной волне претерпевает изменение, наблюдаются двойники. Структура приповерхностных слоев толщиной 40 – 120 мкм, в том числе и вдоль прорези, становится мелкодисперсной, плохо травится. Исследование на сканирующем электронном микроскопе (LEO 1450) показало, что полосы карбида железа в зернах перлита размывчатые. По-видимому, происходит растворение углерода в железе, что возможно, если имеет место переход в γ модификацию, поскольку α – железо не способно растворять значительное количество углерода.

В случае отсутствия прорези в образце, ударное нагружение приводит к возникновению откольного разрушения, как результат интерференции торцевых волн разгрузки. Само разрушение представляет систему параллельных макро и микротрещин, причем число трещин равно отношению давления в ударной волне к откольной прочности [4]. Каждая последующая откольная трещина возникает при более низком напряжении растяжения. В данных экспериментах давление ударной волны составляло 5 ГПа, при откольной прочности стали 1.55 ГПа. Наличие прорези в образце изменяет волновую картину. Прорезь становится дополнительным источником волны разгрузки, которая искривляет и ослабляет ударную волну. Интенсивность ударной волны на внутренней поверхности прорези снижается до одной четвертой начального [5]. Влияние прорези проявляется так



же в создании принципиально неоднородного фронта волны, что при наличии естественного зазора между образцом И подложкой приводит к процессам сварки взрывом. В отличие от классической сварки взрывом, в данной постановке эксперимента, образец, исполняющий роль

плакирующего материала, имел размеры, превосходящие толщину подложки. Поэтому подложка приобретала дополнительную скорость в волне разгрузки (становясь искусственной откольной тарелочкой) уже после образования сварного соединения в отдельных точках. На рис 1 приведен фрагмент торца поверхности нетравленого образца (Axiovert 200 MAT, увеличение x100). Интересно, что на характерный для сварки профиль поверхности накладывается первая откольная трещина. Подложка, стремясь оторваться от образца, тянет за собой отдельные локальные участки, успевшие

привариться к ней. Вытянутые зерна перлита обнаруживают сильные пластические течения, направленные к выступам рельефа. Рис 2 иллюстрирует особенности раскрытия откольной трещины под действием удаляющейся подложки. Видно, что растягивание откольной трещины сопровождается образованием сильно пористого материала. Аналогичный пористый материал обнаруживается на некоторых выступах рельефа поверхности образца.

Наличие в образце прорези, приводит к интерференции волн разгрузки, источниками которых являются торец образца и внутренняя поверхность прорези. Возникающая откольная трещина ориентирована под углом к торцевой поверхности. На рис 3 угловая трещина почти упирается в откольную трещину второго поколения (рис 4). Характерно, что в угловой и откольной трещине



второго поколения внутри достаточно широких трещин (до 200 – 300 мкм) обнаруживаются осколки, частицы. С утончением трещина приобретает пористость, которая очень похожа на ту, что приведена на рис 2. В более тонких трещинах внутренность очищается, а очень тонкие трещины, толщиной 70 - 90 нм, начинают ветвиться. Рис. 5 иллюстрирует область окончания откольной трещины. Возникшая откольная трещина третьего поколения - тонкая и не содержит внутри ни пор, ни осколков. Область в непосредственной близости от трещин характеризуется мелкозернистой структурой, плохо поддается травлению.

Исследование попеченных шлифов образца обнаруживает волнистость внутренней поверхности вблизи окончания прорези. Видимо, трехстороннее сжатие в окрестности конца прорези приводит к потере устойчивости фронта ударной волны. Такое явление наблюдается при нагружении цилиндра или шара сходящимися ударными волнами. Изменение формы фронта ударной волны предотвращает возникновение бесконечно высоких давлений при сходимости волн.

Таким образом, причина возникновения полос локализованной деформации, по-видимому, та же, что и у откольных трещин, продолжением которых они являются - это интерференция волн разгрузки. Нарушение сплошности возникает, когда напряжение растяжения превышает откольную прочность материала, микротрещины образуются, когда имеет место пластическая деформация, при этом напряжение превышает динамический предел упругости Гюгонио. Полосы локализованной деформации являются результатом взаимодействия упругих волн разгрузки. Естественно, это очень схематично, в реальности все гораздо сложнее, важно отметить, что образование полос локализованной деформации обязано волновым процессам. Следует заметить, что в условиях одномерного распространения ударной волны, полосы локализованной деформации не наблюдаются

Литература

1. Буравова С.Н., Гордополов Ю.А., Петров Е.В, Полетаев А.В. Особенности разрушения металлов при импульсном нагружении. Деформация и разрушение материалов, 2009, №7,стр. 7 -12

2. Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. Природа образования полос адиабатического сдвига. ДАН, 2007, Том 417, № 6, с. 1 – 4

Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. Процессы, сопровождающие проникание ударника в преграду.
 Экстремальные состояния вещества, детонация, ударные волны. Труды международной конференции !Х Харитоновские тематические чтения, 12 – 16 марта 2007 РФЯЦ – ВНИИЭФ, Саров, с.562 – 567
 Райнхард Дж. С., Пирсон Дж., Взрывная обработка металлов. «Мир», Москва, 1966.392с.

 Гриб А.А., Рябинин Л.Г., Христианович С.А., Об отражении плоской ударной волны в воде от свободной поверхности. Прикладная Механика и Математика, (1956), №4, с. 532 -544.



ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НА МИКРОСТРУКТУРУ КЛИНОВИДНЫХ ОБРАЗЦОВ Галкин Е.В.

«МАТИ» - Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского 121552, Москва, Оршанская ул, д.3, кафедра ТОМД, 141-94-95, E-mail: yurben@yandex.ru

DIGITAL MODELING OF MECHANICAL PROPERTIES INFLUENCE ON THE WEDGE SAMPLES MICROSTRUCTURE

Galkin E.V.

The main purpose of metal treatment is the manufacturing of machine parts that meet the high mechanical and performance requirements. One of the modern technology challenges is a changing the parameters of the stress-strain state, temperature and velocity to determine the mechanisms for predicting and managing properties for the obtained product. The most promising method in order to control parameters for the process tools is a mathematical modeling, based on finite element method.

Обработка металлов давлением (ОМД), является одним из распространенных методов производства изделий. Для процессов ОМД характерна значительная проработка структуры материала и получение изделий с высокими механическими и эксплутационными свойствами.

Возможность управления структурой и свойствами металлических материалов после горячей пластической деформации и термообработки является одной из важнейших задач обработки металлов давлением.

С развитием вычислительной техники все большее значение для анализа напряженнодеформированного состояния при изучении процессов ОМД приобретают модели, построенные на базе численных методов.

Одним из ведущих методов, рассмотренных в данной работе, является метод обратного проектирования технологического процесса, в котором необходимо получить функциональные зависимости, связывающие параметры процессов термообработки и НДС на структуру и свойства материала. Причем, реализация данных методов возможна на базе современных САЕ-систем (DeForm), имеющих программные модули и позволяющих проводить подобный анализ. Исследование взаимосвязи деформационных и температурно-скоростных параметров со структурой и механическими свойствами получаемого изделия предлагается вести на клиновидных образцах, деформируемых продольной прокаткой. Клиновидная структура образцов позволит сочетать различные степени деформации в одном эксперименте.

Кроме численных, проводятся металлографические исследования, ставящие в соответствие полученную микроструктуру и температурно-скоростные и напряженно-деформационные значения в ходе эксперимента. Тем самым, становится возможным, исходя из количественных параметров деформационного процесса, говорить о наличие той или иной микроструктуры в материале.

Используемая методология позволит, связать наличие той или иной микроструктуры с действующими параметрами процесса деформирования и заранее «программировать» заданные свойства изделия еще на стадии математического моделирования.

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ ТОНКИХ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС МЕТОДОМ РЕГРЕССИОННОГО АНАЛИЗА Гарбер Э.А., Ягудин И.В.

Россия, Череповецкий государственный университет, mamz@chsu.ru

DEVELOPMENT OF MODEL OF FRICTION CONSTANT DURING COLD ROLLING PROCESS OF THIN SHEET STEEL BY REGRESSION ANALYSIS Garber E.A., Yagudin I.V.

A new regression equation for the friction constant in the deformation zone during cold rolling of a plate was derived. Reliability of this equation was proved by means of statistical methods. Application of the equation considerably decreases the error of energy-power calculations of cold rolling mills.

Величина напряжений трения в очаге деформации при холодной прокатке оказывает значительное влияние на качество холоднокатаных листов и затраты энергии, в связи с чем выполнен анализ достоверности известных методов определения коэффициента трения.

Установлено, что известные экспериментальные данные и эмпирические зависимости в значительной мере противоречат друг другу, а результаты проверки их статистической достоверности отсутствуют.

Для устранения этого пробела в теории и технологии прокатки проанализирована база данных о взаимосвязанных технологических и энергосиловых параметрах 5-ти клетьевого стана холодной прокатки, включающая широкий диапазон марок сталей и профилеразмеров полос.

Применив к этой базе данных метод давления, сформировали массив значений коэффициента трения, обработав который методом регрессивного анализа, получили статистически достоверную регрессионную зависимость коэффициента трения в очаге деформации от значимых факторов: вязкости СОЖ, предела текучести полосы, шероховатости валков, уровня контактных давлений и скорости прокатки.

Применение этой зависимости снизило погрешность энергосиловых расчётов более чем в 2 раза.

Впервые достоверно установлено, что рост предела текучести полосы в результате наклёпа резко уменьшает коэффициент трения, а увеличение скорости прокатки его существенно увеличивает.

ЭНЕРГЕТИКА КВАНТОВОГО АНГАРМОНИЧЕСКОГО ОСЦИЛЛЯТОРА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ Гиляров В.Л., Слуцкер А.И.

Россия, ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

ENERGETICS OF QUANTUM ANHARMONIC OSCILLATOR IN THE EXTERNAL MECHANIC FIELD

V.L. Hilarov A.I, Slutsker.

Mean values of kinetic and potential energy of the quantum anharmonic oscillator under constant external force are evaluated both using a virial theorem (analiticaly) and strait forth via numerical solving of the Shrodinger equation. Discussion of obtained results is presented.

Многие конструкционные материалы в настоящее время работают в условиях низких температур (например, в космосе или на добывающих предприятиях Крайнего Севера). В то же время характеристические температуры Дебая таких материалов сравнительно высоки (100 – 1000 К), что должно приводить к проявлению квантовых эффектов в механических свойствах этих материалов (таких как температурные зависимости прочности, модулей упругости и теплового расширения). Все эти эффекты являются ангармоническими, т.е. присущими твердым телам с нелинейными силами межатомного взаимодействия. Поэтому исследования в этой области представляются актуальными

В настоящем сообщении представлены результаты работы по расчету изменения энергетических характеристик ангармонического осциллятора при механическом нагружении. Средние значения кинетической и потенциальной энергии ангармонического осциллятора в тепловом резервуаре при действии внешнего силового поля можно рассчитать аналитически в произвольном диапазоне температур на основе теоремы вириала. Такой подход позволяет обойтись без непосредственного решения уравнения Шредингера.

Рассматривается осциллятор с кубической ангармоничностью вида

$$V(x) = \frac{1}{2} fx^2 - \frac{1}{3} gx^3$$
(1)

Здесь x – представляет собой смещение осциллятора из положения равновесия. Полученные в самосогласованном гармоническом приближении силовые зависимости средних значений кинетической и потенциальной энергии в пределе $T \rightarrow 0$, имеют вид:

$$< E_{kin} > \approx \frac{\hbar \omega_0}{4} \left(1 - \frac{P}{4} - \frac{E_0}{12} \right); < V > \approx \frac{\hbar \omega_0}{4} \left(1 + \frac{P}{4} \right)$$
(2).

Здесь $\omega_0 = \sqrt{\frac{f}{m}}$ – несмещенная частота гармонического осциллятора.

Противоположный предельный случай классического температурного предела был рассмотрен нами ранее [1]

В выражении для потенциальной энергии опущена квадратичная по силе статическая составляющая (натяжение упругой связи). Аналитические зависимости (10) приведены на рис. 1. На этом же рисунке представлены результаты численного расчета, проведенного на основе решения уравнения Шредингера методом конечных элементов. Наблюдается хорошее согласие численных и аналитических зависимостей.

Несмотря на формальную аналогию (2) силовым зависимостям, полученным для классического осциллятора [2], физическая трактовка рассматриваемого эффекта в квантовом случае иная. Так изменение средней кинетической энергии в этом случае определяется изменением области локализации частицы в потенциальной яме. В силу соотношения неопределенности, чем точнее мы знаем координату частицы, тем больше у нее проявляется неопределенность в импульсе и, соответственно, в кинетической энергии. Поскольку приложение внешней силы изменяет область локализации (увеличивает при растяжении и уменьшает при сжатии), это и приводит к изменению $< E_{kin} >$. Так как собственная энергия осциллятора в конечном состоянии сохраняется, это приводит, в свою очередь, к изменению динамической составляющей < V > в (2).

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 08-03-00148-а).

DFMN-2009

Литература

- 1. В.Л. Гиляров, А.И. Слуцкер, В.П. Володин, А.И. Лайус. ФТТ, 1998, **40**, 8, 1548
- 2. А.И.Слуцкер, В.Л.Гиляров, А.С.Лукьяненко. ФТТ, 2006, 48, 1832



Рис. 1 Аналитические (линии) и численные (значки) силовые зависимости средних значений кинетической и потенциальной энергий квантового ангармонического осциллятора в основном состоянии
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ПРОШИВКИ ЗАГОТОВОК В КОСОВАЛКОВЫХ СТАНАХ

Голубчик Р.М., Меркулов Д.В., Чепурин М.В., Медведев Е.К., Стешенко А.С.

Россия, Московский энергетический институт (технический университет), GolubchikRM@mpei.ru

IMPROVING THE MATHEMATICAL MODEL OF BILLET PUNCHING PROCESS IN THE SKEW ROTARY PIERCERS

R. M. Golubchik, D. V. Merkulov, M. V. Chepurin, E. K. Medvedev, A. S. Steshenko

The parametrization procedure of cyclic deformation during the process of billet punching in screw rolling mill for any point of deformation zone taking into consideration observational data and analytic solutions is introduced. Examples of feed pitch calculation in front of mandrel spout and in rollers riser pad are reviewed. Detailed analysis of cyclic deformation process along with comparison of punching modes taking into account billet ovalization to mandrel spout is shown. Procedure for determining strain resistance that indicates thermomechanical conditions: temperature, degree and speed of strain is proposed. The example of calculation of cyclic deformation parameters, accumulated degree of strain and strain resistance, including applied adjustments is given.

В известной математической модели МЭИ [1] предложен способ расчета параметров циклического формоизменения (ПЦФ), в основу которого легло положение Емельяненко П.Т. о постоянстве объема подачи за половину оборота заготовки в двухвалковом стане [2]. Объем подачи определяется в сечении выхода гильзы; зная вытяжку при прошивке заготовки в гильзу, определяется объем подачи в сечении входа заготовки и далее итерационным методом отсчитываются объемы вдоль очага деформации. Возникла потребность определения ПЦФ в любой точке очага деформации, но существует проблема: конкретное интересующее нас сечение не попадает точно в начало или конец шага подачи, поэтому в математическую модель был введен дополнительный блок.

В настоящей работе показана методика определения расстояния равного шагу подачи, отложенного в сторону входа заготовки, при прошивке в стане винтовой прокатки для любой конкретной точки очага деформации путем итерационного отсчета объема подачи от сечения, в котором находится рассматриваемая точка.

Рассмотрены примеры определения шага подачи для сечений перед носком оправки и в пережиме валков.

Приведен детальный анализ процесса циклического формоизменения при сопоставлении режимов прошивки с использованием деформационных параметров, полученных для каждого рассматриваемого сечения очага деформации: ширины контактной поверхности, шага подачи, радиуса заготовки, радиуса валка, коэффициента овализации на полушаге от рассматриваемой точки, меридианальных углов, взятых по заготовке и валку, времени деформации на цикле обжатия, степени и скорости деформации, среднему за шаг подачи фактическому углу конусности в совокупности с параметрами конечного формоизменения [3]. Данные величины рассчитаны с учетом искажения очага деформации, вызванного разворотом валков на угол подачи.

Предложена методика определения сопротивления деформации σ_s для случая деформации сплошной заготовки по истинному радиальному обжатию с учетом овализации сплошной заготовки и полой заготовки-гильзы по обжатию стенки за шаг подачи. Сопротивление деформации σ_s определяется по формуле Хайдука М. [4] с учетом температуры, степени и скорости деформации.

Проанализировано влияние отклонений, вызванных осреднениием либо допущениями, принятыми при расчете, деформационных параметров на искомое сопротивление деформации.

Приведен пример расчета параметров циклического формоизменения: накопленной степени деформации сдвига и сопротивления деформации при прокатке сплошной заготовки в прошивном стане без оправки и прошивке на каждом шаге подачи для гипотез полного и отсутствия процессов разупрочнения [5].

Литература

- Golubchik R.M., Lebedev A.V. New methods piercing mills setting relaring to the cyclic forming of hollows. History and future of seamless steel tubes (7-th International Conference)/ Karlovy Vary, 1990, November, p. 1/8 – 1/17.
- 2. Емельяненко П.Т. Теория косой и пилигримовой прокатки. М.: «Металургиздат», 1949. 491с.
- 3. Голубчик Р.М., Меркулов Д.В. Режимы прошивки заготовок. Теория и практика металлургии, 2006, № 6, с 105-111.
- 4. Хензель А., Шпитцель Т. Расчет энергосиловых параметров в процессах обработки металлов давлением. Справ. изд. Пер. с нем. М.: «Металлургия», 1982. 360 с.
- 5. Голубчик Р.М., Полухин П.И., Матвеев Ю.М. и др. Исследование процессов производства труб. М.: «Металлургия», 1970. 326 с.

ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛОГИХ ОРТОТРОПНЫХ ОБОЛОЧЕК ОТ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА Григоренко А.Я., Яремченко Н.П.

Украина, Институт механики им. С.П. Тимошенко НАН Украины, ayagrigorenko@yandex.ru

DEPENDENCE OF SHALLOW ORTHOTROPIC SHELLS STRESS-STAIN STATE ON MECHANICAL CHARACTERISTICS OF MATERIAL Grigorenko A.Ya., Iaremchenko N.P.

An approach to the solution of stress-strain problem of the shallow orthotropic shells in refined formulation is proposed. The approach is based on reduction of two-dimensional boundary-value problem to one-dimensional using the spline-collocation method along one coordinate. The one-dimensional boundary-value problem obtained is solved by the stable numerical discrete orthogonalization method. On the basis of the approach developed the calculations of stress-stain state of non-thin orthotropic shallow shells are carried out.

Нетонкие оболочки широко используются в авиастроении, кораблестроении, космической технике, гражданском и промышленном строительстве и других отраслях промышленности. Задача о получении информации при исследовании прочности и надежности оболочечных конструкций является весьма сложной. Применение классической модели теории пластин и оболочек, в основании которой лежат гипотезы Кирхгофа-Лява позволило довольно точно решить много практических задач. Однако, в случае оболочек, что имеют значительную анизотропию механических и физических свойств; оболочек, на которые действуют локальные нагружения; нетонких оболочек и др. допущения классической теории требуют уточнения, поскольку факторы, которыми пренебрегают, могут значительно влиять на напряженно-деформированное состояние. Получить решение для указанных оболочек в трехмерной постановке довольно трудно. Для решения таких задач предложены разные варианты уточненных теорий оболочек, полученные на основании менее жестких допущений, чем допущения о сохранении нормального элемента. Одна из распространенных теорий, которая базируется на гипотезе прямой линии, была предложена С.П. Тимошенко [1].

Рассмотрим задачу о влиянии параметров ортотропии на напряженно-деформированное состояние прямоугольных в плане пологих оболочек, на которые действует равномерно распределенная нормальная нагрузка q = const. В качестве граничных условий рассматривается жесткое закрепление краев оболочки. Толщина оболочки изменяется в двух направлениях по следующему закону: $h=h_0(1+0,1\sin(\pi x/a))(1+0,1\sin(\pi y/b))$, $h_0 = 1$. Задача решается при таких значениях геометрических параметров: a = b = 10 – размеры оболочки в плане, $k_1 = 0,1$, $k_2 = 0,1$ – кривизны.

Будем рассматривать четыре варианта параметров ортотропии материала [3].

Таблица 1 Механические параметры некоторых типов ортотропных материалов

	1	2	3	4
E_x/E	4,071429	2,628571	2,564286	1,278571
E_y/E	1	1,914286	2,092857	0,935714
G_{xy}/E	0,407143	0,357143	0,542857	0,2
G_{yz}/E	0,357143	0,292857	0,45	0,171429
G_{xz}/E	0,407143	0,321429	0,471429	0,171429
V_X	0,277	0,105	0,177	0,15

В таблице 1 приведены значения упругих постоянных стеклопластиков [3]:

1) однонаправленный намоточный стеклопластик, что состоит из связующего, армированного параллельными стеклянными волокнами; по сравнению со стеклопластиками другой структуры обнаруживают наибольшую прочность и жесткость в направлении армирования; может рассматриваться как трансверсально-изотропное тело с плоскостями изотропии, нормальными к волокнам;

2) слоистый стеклопластик ортогонального армирования; в его основе – несколько слоев параллельных нитей, причем слои с волокнами, направленные определенным образом, чередуются со слоями, у которых нити перпендикулярны к нитям первого слоя; такой материал можно рассматривать как ортотропный;

3) тканевый стеклопластик горячего прессования СТЭТ;

4) стеклопластик на основе стеклоткани марки ACTT(б)-С₂-0 и полиэфирной смолы марки ПН-3 (ACTT(б)- С₂-0 і ПН-3).

Таким образом, имеем задачу о напряженном состоянии прямоугольных в плане пологих ортотропных оболочек в уточненной постановке, которая описывается системой дифференциальных уравнений в частных производных десятого порядка с переменными коэффициентами и соответствующими граничными условиями. Для ее решения предлагается подход, основанный на сведении двумерной краевой задачи к одномерной с помощью применения метода сплайн-коллокации вдоль одного из координатных направлений и точного удовлетворения граничных условий [4]. Полученная одномерная краевая задача решается устойчивым численным методом дискретной ортогонализации [2, 5]. На основании предложенного подхода разработан алгоритм, реализованный в программном комплексе на языке FORTRAN для персональных компьютеров, с



Рис. 1. Распределение прогибов при разных значениях параметров ортотропии

помощью которого были проведены расчеты.

На рис. 1 представлены результаты расчетов прогибов w оболочки в сечении y=b/2 в зависимости от характера изменения параметров ортотропии при жестком закреплении всех краев оболочки.

Отметим, что максимальные прогибы для всех вариантов параметров ортотропии наблюдаются в центре оболочки. При этом прогибы при четвертом варианте параметров ортотропии значительно больше, чем при других параметрах. Это обьясняется тем, что упругие постоянные стеклопластиков на основании стеклоткани марки АСТТ(б)-С2-0 и ПН-3 значительно меньше чем в других марках стеклопластиков, что рассматриваются, такая то есть марка стеклопластиков менее жосткая чем другие.

Таким образом, зная характер распределения факторов напряженного состояния в зависимости от

параметров ортотропии, можно создавать материал для элементов конструкций и деталей машин в зависимости от различных режимов их эксплуатации.

- 1. Амбарцумян С.А. Теория анизотропных оболочек. М.: Наука, 1961. 384 с.
- 2. Григоренко Я.М., Василенко А.Т. Задачи статики анизотропных неоднородных оболочек. М.: Наука, 1992. 336 с.
- 3. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. М.: Наука, 1977. 416 с.
- 4. Григоренко А.Я., Яремченко Н.П. О напряженно-деформированном состоянии прямоугольных в плане пологих оболочек переменной толщины в уточненной постановке // Прикл. механика. 2007. Т. 43, № 10. С. 80-91.
- 5. Григоренко А.Я., Яремченко Н.П. О напряженном состоянии прямоугольных в плане нетонких ортотропных оболочек переменной толщины // Прикл. механика. 2008. Т. 44, № 8. С. 91-102.

ИНЖЕНЕРНАЯ МОДЕЛЬ КИНЕТИКИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ВБЛИЗИ КОНЦЕНТРАТОРА НАПРЯЖЕНИЙ Долгоруков В.А.

Россия, Костромская ГСХА, dolgorukov61@mail.ru

AN ENGINEERING MODEL ON KINETIC PLASTIC YIELD NEARBY STRESS CONCENTRATOR Dolgorukov V.A.

Russia, Kostroma State Agricultural Academy, dolgorukov61@mail.ru

Phenomenological local plastic yield model was proposal. It was supposed that initial yield conditions influences on the plastic zone development under hydrostatic stress increase. Stress intensity value in plastic region consists into elastic and plastic one. As result, effective crack length for non-hardening materials with Poisson's ratio less then 0.293 under plane stress condition less real one. For μ =0.5 solution coincides with Irvin's plastic correction. Results are correlates with some well-know models and some physical observation.

Существуют и используются в т.ч. в нормативных документах существенно различные инженерные модели локального пластического состояния конструкционных материалов в неоднородном поле параметров напряжённо-деформированного состояния. Это стимулирует исследования пластического течения на разных масштабных уровнях в различных постановках.

В настоящей работе на основе анализа различий в теоретически и экспериментально обоснованных технических моделях локального течения предлагается подход учитывающий условия инициации пластического течения. Приняв, что развитие (увеличение) пластической области несёт на себе «след» условий инициации течения, введено понятие самоподобности пластической деформации (в рамках маломасштабной текучести). Самоподобной названа пластическая деформация, развивающаяся при постоянной объёмной деформации (среднем напряжении). Принцип самоподобности в указанном смысле неявно используется при однородном НДС, и для несжимаемых материалов (µ=0.5). Тогда «избыточная» доля средних напряжений на этапе развития пластической



области при статическом монотонном нагружении связывается с линейно упругой частью интенсивности напряжений (Рис.).

Точка А соответствует началу течения на поверхности свободного от напряжений конструктивнотехнологического концентратора напряжений по критерию текучести Хубера-Мизеса. Точка G иллюстрирует развитие самоподобного пластического течения в условиях увеличивающейся двухосности напряжений. Видно, что интенсивность напряжений (ордината т. G) состоит из двух слагаемых: из предела текучести при одноосном растяжении и остающейся упругой части (на Рис. слагаемые масштабированы множителем

 $\sqrt{(1+\mu)/3E}$). Пропорции между слагаемыми определены как отношение потенциальной энергии упругой деформации при постоянной интенсивности напряжений для линейного аналога задачи $(|OB|^2/|OA|^2)$. Из Рис. следует, что траектория нагружения до т.G нелинейна (двухзвенная ломаная), что можно интерпретировать сложным (не пропорциональным) характером нагружения при монотонном статическом номинальном растяжении на удалении от концентратора напряжений. Точка Е отражает развитие течения по классическому критерию текучести Хубера-Мизеса. Положение т.E подтверждено МКЭ расчётом пластины с отверстием при равнодвухосном растяжении. Гипотеза самоподобности нуждается в физическом обосновании, но это важная предпосылка для удовлетворения уравнений совместности деформаций. Уравнения равновесия феноменологически можно выполнить аналогично поправке Ирвина на пластичность в теории

трещин. В результате напряжённое состояние при локальной текучести зависит от механических свойств материала (σ_т, μ), что закономерно для многократно статически неопределимой задачи. Интенсивность напряжений на этапе развития маломасштабной текучести включает в себя линейноупругую и пластическую составляющие, что связано с нелинейной траекторией нагружения.

Критерий текучести при неоднородном НДС: $\sigma = \sigma_T \frac{W^*}{W^0} = \sigma_T \frac{|OB|^2}{|OA|^2}$, где σ_T -предел

текучести при однородном одноосном растяжении, W^{*},W⁰- потенциальная энергия упругой деформации при постоянной интенсивности напряжений в текущей точке и в точке инициации течения соответственно для линейного аналога задачи.

Получено, что для материалов с коэффициентом Пуассона µ<0.293 эффективная (аналогично

поправке Ирвина) длина трещины меньше физической, например при $\mu=0.25 \ l_{s\phi\phi} = l - \frac{1}{18 \ \pi} \left(\frac{K}{\sigma_T}\right)^2$,

что коррелирует с экспериментально обоснованными именно для сталей моделями Нейбера-Махутова, Е.М.Морозова (предел трещиностойкости), моделью G.Glinka и др., а также рядом численных МКЭ работ. Для несжимаемого материала (μ =0.5) предлагаемое решение и модель Ирвина совпадают. Выявлено, что для длинных и коротких трещин в металлах форма зоны пластических деформаций существенно разная, что подтверждается физическими наблюдениями Л.Р.Ботвиной. Наличие линейной составляющей в величине интенсивности напряжений благоприятно сказывается на несущей способности в статике, однако в силу обратимости упругих деформаций обязано отрицательно влиять на процесс разрушения после его инициации. Этот вывод коррелирует с рядом расчётно-экспериментальных работ для гладких и надрезанных образцов, с циклическим разупрочнением материалов, для которых $\sigma_{\rm b}/\sigma_{\rm r}<1.2$ (если предположить, что для таких материалов $\mu<0.293$, и учесть, что в стандартных гладких образцах в обычных условиях пластическое течение начинается на поверхности). Предложенная модель может быть полезной в анализе причин пластической неустойчивости, проявляющейся в наличии «зуба» текучести на диаграмме деформирования и возникновении в некоторых сталях полос пластического скольжения Людерса-Чернова.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОГО НАГРЕВА И ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ АНОДА ПЛАЗМОТРОНА ОТ ДВИЖУЩЕЙСЯ ЭЛЕКТРОДУГИ Дутова О.С., Басин А.С.

Россия, Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН; ansb@itp.nsc.ru

MODELING OF HEATING MODE AND THERMOSTRESSED STATE OF PLASMATRON ELECTRODE AT EFFECT OF AN ARC

Dutova O.S., Basin A.S.

Russia, Institute of thermophysics SB RAS, Novosibirsk, ansb@itp.nsc.ru

In work the effect of a moving arc spot on a material of a plasmatron electrode is considered. The temperature-dependence of thermophysical and mechanical properties of a material takes into account. Dynamics of temperature fields is calculated. The thermal stresses are estimated. Is shown, that in electrode material the plastic zone will be generated, which can grow and to cause of irreversible changes of a material condition.

Основными факторами работоспособности электродов плазмотрона являются скорости и диапазоны изменений их температуры и напряжений в них, изменения структуры и термического износа материала. Первый процесс характеризуется упругими и пластическими напряжениями и деформациями, возникающими в теле электрода, образованием трещин и соответствующим изменением свойств материала, второй – скоростью эрозии металла. При этом второй фактор отражает медленный, эволюционный износ электрода, а первый может приводить к его быстрому разрушению.

В работе рассматривается воздействие движущегося дугового пятна на материал анода (медь) с учетом изменения теплофизических и механических свойств. Расчеты проводились для модели, в которой электрод представлял собой полый цилиндр, по внутренней поверхности (R_1) которого движется пятно дуги, а наружная (R_2) - охлаждается. Для определения температурных полей $T(R,z,\phi)$ возникающих в теле электрода при различных значениях плотности теплового потока q и скорости перемещения пятна v, решалась трехмерная задача теплопроводности с учетом плавления материала на внутренней поверхности анода. Расчеты показали, что максимальная температура наблюдается на задней кромке движущегося пятна на оси следа Характерным признаком распределения $T(R,z,\phi)$ являются большие градиенты T(R) в узкой зоне вблизи поверхности (рис.1). Распределение температуры вдоль электрода показывает, что в центре пятна тепловое поле является практически одномерным.

Вследствие локального характера нагрева уже в начале процесса происходит интенсивное объемное расширение металла в зоне дугового воздействия, причем интенсивность и величина расширения определяются скоростью v и температурой нагрева $T(R_I)$ электрода. Увеличению объема препятствуют холодные слои, окружающие область нагрева, в результате чего в зоне температурного влияния развиваются сжимающие напряжения, величина которых тем больше, чем выше температура нагрева металла. Рост сжимающих напряжений происходит до тех пор, пока нагревающийся металл не станет пластичным и возникшие напряжения частично или полностью не снимутся. Для определения временных температурных напряжений, обусловленных действием импульсного источника, использовали квазистатическую осесимметричную задачу термоупругости.

Однако предел текучести чистой меди мал, поэтому исследовали также упругопластическое состояние электрода, используя деформационную теорию термопластичности. Задачу решали в предположении малых деформаций с условием текучести Мизеса и методом "упругих" решений с применением операторов дополнительных напряжений. Для анализа основных особенностей поля напряжений использовались решения тепловой задачи.

1. Квазистатическая задача термоупругости:

Уравнение механического равновесия в перемещениях и

$$\left(\lambda'+\mu\right)\left(\frac{\partial^2 u}{\partial R^2}+\frac{1}{R}\frac{\partial u}{\partial R}-\frac{u}{R^2}\right)=\alpha\left(3\lambda'+2\mu\right)\frac{\partial T}{\partial R},$$

где $\lambda' = \nu E / (1 + \nu) / (1 - 2\nu)$; $\mu = E / 2 / (1 + \nu)$; E(T) - модуль упругости; $\nu(T)$ - коэффициент Пуассона; T = f(R, t) - приращение температуры.

На основе соотношений между деформациями и перемещениями и закона Гука для компонент напряжения получаются выражения:

$$\sigma_{RR} = (\lambda' + \mu) \frac{\partial u}{\partial R} + \lambda' \frac{u}{R} - (3\lambda' + 2\mu)\alpha T, \ \sigma_{\varphi\varphi\varphi} = (\lambda' + \mu) \frac{u}{R} + \lambda' \frac{\partial u}{\partial R} - (3\lambda' + 2\mu)\alpha T;$$

$$\sigma_{ZZ} = \sigma_{\varphi\varphi\varphi} + \sigma_{RR}.$$

Начальные условия: $u(R, 0), \frac{\partial u}{\partial R}(R, 0) = 0.$

Граничные условия: $\sigma_{RR} = 0$ при $R = R_1, R = R_2, \int_{R_1}^{R_2} \sigma_{zz}(R) R dR = 0$,

где $\alpha(T)$ - коэффициент линейного расширения материала.

2. Условие пластичности материала

$$(\sigma_{\varphi\varphi} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{RR})^2 + (\sigma_{RR} - \sigma_{\varphi\varphi})^2 = \sigma_i^2 = 2\sigma_T^2,$$

где σ_i - интенсивность напряжений; $\sigma_T(T)$ - предел текучести.

Характер поведения напряжений меняется со временем нагрева электрода. Расчеты показывают, что импульсное тепловое воздействие пятна дуги приводит к знакопеременному распределению напряжений в толще стенки анода. Радиальные напряжения являются всегда сжимающими, но относительно небольшими. Главную роль в термонапряженном состоянии анода играют тангенциальные и аксиальные напряжения (рис.2). В квазистатической постановке получено, что в медном электроде растягивающие напряжения могут превысить уровень разрушающих σ_{B} гдето в середине толщины, а сжимающие - у горячей внутренней поверхности цилиндра. Значения напряжений могут превышать также предел текучести меди. При этом образуется пластическая зона, которая может расти при дальнейшем повторно-переменном воздействии пятна дуги и вызывать необратимые изменения состояния материала (рис.2). Но переменные напряжения сжатия могут приводить и к упрочнению поверхности, с чем могут быть связаны известные провалы пластичности меди. На периферийных участках зоны термического влияния пятна преобладают напряжения растяжения, которые способствуют формированию микротрещин. В дальнейшем всё это может вызвать изменения в распределении температуры вследствие изменений состояния и свойств материала (повышение температуры поверхности, увеличение эрозии материала за счет испарения и уноса капель и осколков).



Рис.1. Изменение температуры по толщине электрода. 1 – 0.001 с, 2 -0.01 с, 3 – 0.04 с, 4 – 0.0389 с, при v = 40 м/с, q_0 =10⁹ Вт/м².



Рис.2. Распределение упруго-пластических напряжений в аноде для момента времени 0.0389 с (ΔR^p - зона пластичности).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ Жигалкин В.М., Чанышев А.И., Усольцева О.М., Семенов В.Н. Россия, Институт горного дела СО РАН, i.m.abdulin@mail.ru, usoltseva57@mail.ru

EXPERIMENTAL AND THEORETICAL MODELING OF COMPLEX LOADING PROCESSES OF PLASTIC MATERIALS Zhigalkin V.M., Chanyshev A.I., Usoltseva O.M., Semenov V.N.

Research is devoted to the development of Christianovich and Shemyakin concept applied to the problem of complex loading.

Работа посвящена развитию идей Христиановича С.А., Шемякина Е.И., относящихся к описанию процессов сложного нагружения пластически деформируемых сред. В качестве материала была взята сталь 12ХНЗА. Образцы в виде тонкостенных круговых цилиндров подвергались действию растягивающей нагрузки и внутреннего давления. Программы нагружения в пространстве напряжений носили характер двух- и трехзвенных ломаных. Наряду с указанными имели место программы циклических нагружений, когда после нагружения по двухзвенной ломаной происходила разгрузка по второму звену, повторное нагружение по этому звену, затем опять разгрузка, нагрузка и т.д., после чего образец нагружался по третьему звену. Цель экспериментальных исследований – определить характер изменения поверхности нагружения вблизи конца вектора нагрузки и дать соответствующую информацию для построения моделей сложного нагружения упругопластических тел.

При обработке экспериментальных данных применялась гипотеза об упругом изменении объема с ростом пластических деформаций. Вводились два направления – вдоль девиатора напряжений и поперек, соответствующее ортогональному нагружению. Все программы нагружения приводились к этим двум направлениям. Тем самым, с одной стороны, проверялась гипотеза "единой" кривой А.А.Ильюшина для простых путей нагружения (до точки излома траектории нагружения относились к пропорциональным), с другой стороны, проверялась гипотеза об изотропности исходного материала (зеркально симметричные относительно девиатора напряжений программы нагружения для первоначально изотропной среды должны приводить к одним и тем же зависимостям в осевом и ортогональном направлениях). В результате обработки полученных экспериментальных данных установлены следующие закономерности:

- 1) чем значительнее программы нагружения отличаются от простого (пропорционального) нагружения, тем выше будет расположена в точке излома кривая зависимости модуля ортогональной догрузки от модуля сдвига в ортогональном направлении;
- чем программа нагружения значительнее отличается в точке излома от простого нагружения, тем ниже располагается кривая зависимости приращения модуля девиатора напряжения от приращения модуля деформации.

В работе приводятся определяющие соотношения для описания процессов сложного нагружения, обобщающие известные представления Христиановича-Шемякина. Вся область догружения при этом разделяется на три подобласти – область полной разгрузки, область частичной разгрузки, область активного нагружения. В каждой из областей догружения выполняется требование существования локального потенциала. При этом происходит непрерывный переход из одной области догружения в другую. Оба этих требования гарантируют единственность решения упругопластических задач с применением предлагаемой математической модели сложного нагружения упругопластических сред.

Список литературы: 1. Христианович С.А. Деформация упрочняющегося пластического тела // Изв. АН СССР. Механика твердого тела. 1974, № 2, с.148-174.

2. Шемякин Е.И. Анизотропия пластического состояния // Численные методы механики сплошной среды. 1973, № 4, с.150-162.

Работа выполняется при финансовой поддержке грантов РФФИ № 09-05-00327-а, НШ-3803.2008.5, интеграционного проекта СО РАН № 74.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА: СТРУКТУРА, ЭНЕРГЕТИКА, ТВЕРДОСТЬ, ПРОЧНОСТЬ, ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА Заводинский В.Г.

Россия, Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, vzavod@mail.ru

SIMULATION OF TUNGSTEN CARBIDE NANOPARTICLES: STRUCTURE, ENERGETICS, HARDNESS, TENSILE STRENGTH, COBALT INFLUENCE Zavodinsky V. G.

Methods of the density functional theory and pseudopotentials are used to study the structure, energy and mechanical properties of WC nanoparticles. It has been found that small particles (less than 15 WC atomic pairs) have a cube-like NaCl structure. Particles with trigonal and cubic structures have approximately the same energies in the region of 15-24 WC pairs; however, the local atomic structure keeps the NaCl-like alternation of W and C atoms. The $W_{15}C_{15}$ trigonal particle was used as typical one to study the WC nanoparticle tensile strength. It has been found that W and C vacancies decrease the tensile strength, but Co atoms being incorporated into the vacancy sites can restore the strength properties of the WC nanoparticle up to those of the perfect particle.

Твердые сплавы на основе карбида вольфрама (кристаллиты WC в кобальтовой матрице) широко применяются в качестве материала для изготовления режущего инструмента. Исследования последних лет выявили, что рабочие характеристики твердых сплавов резко улучшаются при уменьшении размеров кристаллитов до 300-500 нм. Однако природа столь существенного изменения свойств не известна, и тем более не ясно, как они изменятся при дальнейшем уменьшении кристаллитов. Более того, нет никакой информации о том, что вообще из себя представляют наночастицы карбида вольфрама, какова их атомная и электронная структура, каковы их механические свойства, какова роль кобальта: ограничена ли она функцией цементирующей связки или атомы кобальта активно влияют на механические свойства частиц карбида вольфрама.

Чтобы ответить на эти вопросы, было проведено квантово-механическое моделирование наночастиц карбида вольфрама и изучение их механических свойств. Для этого использовались периодический подход функционала электронной плотности и метод неэмпирических псевдопотенциалов в рамках пакета FHI96spin [1], учитывающего спиновую поляризацию в базисе плоских волн. Псевдопотенциалы вычислялись по программе FHI98PP [2] с тестированием их на отсутствие ложных локализованных состояний (ghost states) и на совпадение расчетных и экспериментальных величин решеточных параметров и объемных модулей упругости карбида вольфрама и кобальта. Базис плоских волн ограничивался энергией обрезания равной 40 ридберг.

На рисунке 1 приведены атомные конфигурации типичных наночастиц с кубической и тригональной симметрией. Серые кружки – атомы вольфрама, черные – атомы углерода.



Рис. 1. Атомные схемы частиц $W_{15}C_{15}$ с кубической (а) и тригональной (б) структурой. На рис. 1(б) показаны для тригональной частицы вид сбоку и сверху. Стрелками указаны направления растяжения и сжатия частиц. Пунктир обозначает, что данные атомы остаются неподвижными при сжатии частицы.

На рисунке 2 приведен график энергии связи, приходящейся на пару атомов W+C, для частиц с кубической и тригональной структурой. Из графика видно, что для частиц с числом пар W+C менее 15 выгодна кубическая структура, а у более крупных частиц начинает преобладать тригональная симметрия.



Для этого мы растягивали частицу вдоль оси третьего порядка, фиксируя крайние атомы и давая релаксировать остальным. График зависимости силы, прилагаемой к частице, от величины растяжения приведен на рисунке 3. Максимум этого графика соответствует пределу прочности данной частицы (48 ГПа). Как и следовало ожидать, он намного превышает известные величины предела прочности твердых сплавов (0,5-2,0 ГПа) и монолитного карбида вольфрама (0,3-0,4 ГПа).



Рис. 2. Зависимость энергии связи, приходящейся на пару атомов W+C, от размера частиц карбида вольфрама. Символы × и ∘ относятся соответственно к кубическим и тригональным частицам.

Поскольку у реальных наночастиц карбида вольфрама, входящих в твердые сплавы, наблюдается тригональная симметрия, мы исследовали механические свойства тригональной частицы W₁₅C₁₅ - прежде всего предел прочности на разрыв.

Рис. 3. Зависимость предела прочности от совершенства структуры наночастицы карбида вольфрама и от включения атомов кобальта в ее состав.

Были исследованы также наночастицы, имеющие точечные дефекты – вакансии W и C. В обоих случаях предел прочности снижается, однако незначительно. Взаимодействие частицы, имеющей вакансию, с атомами кобальта приводит к тому, что один атом кобальта проникает внутрь частицы, а второй занимает место отсутствующего

атома – W или C. В обоих случаях предел прочности возрастает и достигает почти той же величины, которая соответствует бездефектной частице.

Исследование поперечного сжатия дефектных частиц, содержащих в себе атомы кобальта, показало, что их сопротивляемость внешнему механическому воздействию (твердость) заметно превышает (примерно в полтора раза) таковую величину, характерную для идеальной частицы карбида вольфрама. То есть, кобальт в твердом сплаве может не только играть роль цементирующей связки, но, проникая в дефекты частиц, залечивать эти дефекты и повышать общую твердость сплава и его прочность.

1. M. Beckstedte, A. Kley, J. Neugebauer, M. Scheffler, Comp. Phys. Commun. 107 (1997) 187.

2. M. Fuchs, M. Scheffler, Comp. Phys. Commun. 119 (1999) 67.

О ДВИЖЕНИИ ДОМЕННЫХ ГРАНИЦ В ПЕРЕМЕННЫХ ПОЛЯХ С УЧЕТОМ ИХ ОТРЫВА ОТ ДЕФЕКТОВ Игнатенко Н.М., Родионов А.А.

Россия, Курский государственный технический университет, inmkstu@bk.ru; raa41@inbox.ru

ABOUT THE MOTION OF DOMAIN BOUNDARIES IN VARIABLE FIELDS IN VIEW OF THEIR BREAKOFF FROM FLAWS Ignatenko N.M., Rodionov A.A.

On the basis of modelling representations for the triaxial magnetic which is being in variable elastic, or a magnetic field, analytical expressions for calculation of center length of bias of domain boundary, its velocity average longwise a segment, and also rate of propagation of a wave of a stress σ and an absorption coefficient α in view of changing lengths of segments of domain boundaries in critical fields are received.

Рассмотрим движение доменных границ (ДГ) в магнетиках на основе модельных представлений. Согласно последним, ДГ имеют массу на единицу площади -m, жесткость -k, при ее

движении возникает сила вязкого трения $\beta_c u$, где u - смещение ДГ под действием внешней силы F,

которая может создаваться магнитным полем \vec{H} , либо упругим с напряжением σ . Исходя из этого запишем для трехосного магнетика уравнение движения для 90° ДГ, смещающейся вдоль оси х [[100] и закрепленной линейными дефектами в плоскости (100) в направлении оси z [[001] с расстоянием ℓ между дефектами [1]. Размер домена вдоль оси у [[010] будет ℓ , а на расстоянии $\pm q_{0X}$ по оси х расположены 180° ДГ, ограничивающие прогиб 90° ДГ. Если по разные стороны от 90° ДГ находятся домены, в одном из которых вектор $I_S ||x$, как и внешняя сила $\sigma_{xx} = \sigma(x) \cdot e^{i\omega t}$, то имеем систему уравнений

$$m\frac{d^{2}u}{dt^{2}} + \beta_{c}\frac{du}{dt} + cu - \gamma \frac{\partial^{2}u}{\partial y^{2}} = \frac{3}{2}\lambda_{100} \cdot \sigma, \qquad (1)$$

$$\frac{d^{2}\sigma}{dx^{2}} - \frac{\rho}{E_{0}} \cdot \frac{\partial^{2}\sigma}{\partial t^{2}} = \rho \frac{\partial^{2}\varepsilon_{\text{Mex}}}{\partial t^{2}},$$

где γ - поверхностная плотность энергии ДГ, λ_{100} - константа магнитострикции, ρ - плотность, а Емодуль Юнга материала. Опуская в общем решении системы затухающую часть, получаем с учетом граничных условий (u = 0 при y = 0 и ℓ) для прогиба u ДГ соотношение

$$u = \frac{6\lambda_{100} \cdot \sigma}{\pi m} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)} \sin\left(\frac{(2n+1)\pi y}{\ell}\right) \cdot \exp(-i\varphi_n) / [(\omega_n^2 - \omega^2)^2 + (\omega a_1)^2]^{\frac{1}{2}},$$
(2)

где $tg\phi_n = \omega a_1/(\omega_n^2 - \omega^2)$, $a_1 = \beta_c/m$, $\omega_n^2 = (2n+1)^2 \frac{\pi^2 \gamma}{m\ell^2} + \frac{k}{m} + \frac{NI_S^2}{q_{0x}m}$, k - магнитоупругая жесткость

ДГ а величина $\frac{NI_{S}^{2}}{q_{0x}m}$ связана с размагничивающими полями. Смещение и доменной границы,

приводит кроме гуковской еще и к механострикционной деформации $\varepsilon_{\text{мех}} = \frac{3}{2} \lambda_{100} \frac{\mathbf{u}(\ell)}{\ell_0^2} \mathbf{L}_0$, где

средний прогиб ДГ
$$\overline{u}(\ell) = \frac{1}{\ell} \int_{0}^{\ell} u(y) dy = \frac{12\lambda_{100} \cdot \sigma}{\pi^2 m} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \cdot \exp(-i\varphi_n) / [(\omega_n^2 - \omega^2)^2 + (\omega a_1)^2]^{\frac{1}{2}}$$
. Тогда

 $\varepsilon_{\text{мех}} = \frac{18\lambda_{100} \cdot \sigma}{\pi^2 m} \frac{L_0}{\ell_0^2} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \cdot \exp(-i\varphi_n) / [(\omega_n^2 - \omega^2)^2 + (\omega_a_1)^2]^{\frac{1}{2}}, \text{ где } \ell_0 = 1 \text{ см, } L_0 - \text{ общая длина}$

вдоль оси У 90⁰ ДГ в (100), закрепленных линейными дефектами.

Поскольку
$$\sigma = \sigma_0 \exp[-\alpha x + i(\omega t - \frac{\omega x}{v})]$$
, то из (1) получаем систему:

$$\alpha^{2} - \frac{\omega^{2}}{v^{2}} + \frac{\omega^{2}}{v_{0}^{2}} = -\rho \omega^{2} \frac{18\lambda_{100}^{2}}{\pi^{2}m} \frac{L_{0}}{\ell_{0}^{2}} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^{2}} \cdot \frac{(\omega_{n}^{2} - \omega^{2})}{[(\omega_{n}^{2} - \omega^{2})^{2} + (\omega a_{1})^{2}]} = -R(\omega_{n}^{2} - \omega^{2})$$

$$\frac{2\alpha\omega}{v} = -\rho \omega^{2} \frac{18\lambda_{100}^{2}}{\pi^{2}m} \frac{L_{0}}{\ell_{0}^{2}} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^{2}} \cdot \frac{\omega a_{1}}{[(\omega_{n}^{2} - \omega^{2})^{2} + (\omega a_{1})^{2}]} = -R\omega a_{1}).$$
(3)

Отсюда получается для скорости распространения упругой волны уравнение

$$v^{4} + 4 \left[\frac{\omega^{2}}{v_{0}^{2}} + R(\omega_{n}^{2} - \omega^{2}) \right] \frac{1}{R^{2}a_{1}^{2}} v^{2} - \frac{4\omega^{2}}{R^{2}a_{1}^{2}} = 0, \text{ то есть}$$

$$v^{2} = \left[-\frac{2}{R^{2}a_{1}^{2}} \left[\frac{\omega^{2}}{v_{0}^{2}} + R(\omega_{n}^{2} - \omega^{2}) \right] + \sqrt{\left\{ -\frac{2}{R^{2}a_{1}^{2}} \left[\frac{\omega^{2}}{v_{0}^{2}} + R(\omega_{n}^{2} - \omega^{2}) \right] \right\}^{2} + \frac{4\omega^{2}}{R^{2}a_{1}^{2}}} \right] = \frac{E}{\rho}, \text{ a } \alpha = \frac{Ra_{1}}{2} \cdot v.$$

Скорость же движения ДГ

 $\mathbf{v}_{\mathcal{A}\Gamma} = \frac{\mathbf{\bullet}}{\mathbf{u}}(\ell) = \frac{12\lambda_{100} \cdot \boldsymbol{\sigma}_0 \boldsymbol{\omega}}{\pi^2 \mathbf{m}} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \frac{\sin \omega t}{(2n+1)^2} \cdot \exp(-i\varphi_n) / [(\omega_n^2 - \omega^2)^2 + (\omega a_1)^2]^{\frac{1}{2}}, \quad \mathbf{a} \quad \text{ee} \quad \text{амплитудное}$

значение
$$v_{Д\Gamma max} = \frac{12\lambda_{100} \cdot \sigma_0 \omega}{\pi^2 m} \left\{ \left\{ \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \cdot \frac{(\omega_n^2 - \omega^2)}{[(\omega_n^2 - \omega^2)^2 + (\omega a_1)^2]} \right\}^2 + \left\{ \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \cdot \frac{\omega a_1}{[(\omega_n^2 - \omega^2)^2 + (\omega a_1)^2]} \right\} \right\}^{\frac{1}{2}}.$$
 (4)

Если вместо $\sigma(t)$ взять магнитное поле $H(t) = H_0 \cos \omega t$, то, заменяя силу $\frac{3}{2} \lambda_{100} \cdot \sigma_0$ на $I_S H_0$ в (4), получим для амплитудного значения скорости ДГ уравнение $v_{\text{ДГ max}} = \frac{8I_S H_0}{\pi^2 m} N(\omega)$, где $N(\omega)$ -

выражение в скобках в (4).

При увеличении σ_0 или H_0 в магнетике при достижении их критических значений происходит отрыв сегментов ДГ и увеличение средней длины сегмента L. Это приводит к резкому уменьшению эффективного значения жесткости ДГ и смещению спектра собственных частот ω_n к более низким их значениям. То же самое будет происходить и в соотношении для скорости распространения волны напряжения σ и коэффициента поглощения α . Таким образом, зная зависимости ℓ от H_{kp} , или σ_{0kp} , при которых сегмент ДГ отрывается от дефекта [2], и исходную функцию распределения для ансамбля доменов по ℓ , можно рассчитать среднее значение скорости ДГ и упругой волны напряжений, а также коэффициент ее поглощения α , что однако требует отдельного рассмотрения.

Заметим также, что (1), кроме установившегося решения, имеет еще и затухающую его ветвь ~ $e^{-\delta t}$ с коэффициентом $\delta = \beta/2c$, которая мешает в первые моменты времени после включения поля H, или σ производить измерения $v_{Д\Gamma}$, v и α величин.

Литература

1. Родионов А.А., Игнатенко Н.М. Упругие и неупругие явления в магнетиках в области линейного отклика. Курск. 2006. КурскГТУ. 155с.

2. Даринский Б.М., Родионов А.А. Энергетический подход к описанию магнитоупругого затухания в ферромагнетиках. //Изв. Вузов. Физика. 1994. № 12. с.68–77

ОСОБЕННОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНЕТИКАХ В ПОЛЯХ ИЗОТРОПНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Игнатенко Н.М., Родионов А.А., Мельников В.Г. Россия, Курский государственный технический университет inmkstu@bk.ru; raa41@inbox.ru

FEATURES OF THE DISSIPATION OF ENERGY IN NANOCRYSTALLINE MAGNETICS IN FIELDS OF THE ISOTROPIC EXTERIOR ACTIONS

N.M. Ignatenko, A.A. Rodionov, Melnikov V.G.

On the basis of modeling representations for triaxial nanocrystalline a magnetic which is being the isotropic elastic fields features of a dissipation of energy in comparison with similar macrosystems are shown. Analytical expressions for calculation of a variance of velocity of distribution of elastic waves, coefficient of ultrasonic uptake, interior friction in view of magnetoelastic and structural parameters are gained.

Внутреннее трение в полях изотропных внешних воздействий (гидростатических) имеет особенности как в магнетиках [1,2], так и сегнетоэлектриках [3]. В то же время перевод магнетика в нанокристаллическое состояние также приводит к существенному изменению его диссипативных свойств [4]. Представляет интерес рассмотреть влияние на диссипативные свойства таких наноматериалов полей изотропных упругих воздействий, прикладываемых при измерении внутреннего трения. Для этого, как и в [1], возьмём трёхосный ферромагнетик, но в нанокристаллическом состоянии, представляющий полидоменную систему. Как известно [5] в нанокристаллах из-за специфических условий их изготовления возникают внутренние напряжения (с тензором σ_{ii}) достигающие значений ~10⁹ дин/см², а их величина в дальнейшем под влиянием воздействий может уменьшаться. Эти внутренние напряжения стабилизирующих нанокристаллических магнетиках (НКМ) приводят к отклонениям их векторов спонтанной намагниченности Is для всех его магнитофаз на углы ϕ_1 и ϕ_2 от оси X||[100] соответственно в плоскости XY и ZX, от оси [010] на ϕ_3 и ϕ_4 в плоскостях YZ и XY и на углы ϕ_5 , ϕ_6 от [001] в плоскостях ZX и YZ –для третьей магнитной фазы. Эти углы найдены в [6] из уравнений вращательных моментов:

$$\begin{split} \phi_1 &= A_{10} / A_1, \ \text{где} \ A_{10} = -3\lambda_{111}\sigma_{12} \Big[2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{33} - \sigma_{11}) \Big] + 9\lambda_{111}^2\sigma_{13}\sigma_{23}, \\ A_1 &= \Big[2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \Big] 2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{33} - \sigma_{11}) \Big] - 9\lambda_{111}^2\sigma_{23}^2, \ \phi_2 &= A_{20} / A_2, \ \text{где} \ A_2 = A_1, \\ A_{20} &= -3\lambda_{111}\sigma_{13} \Big[2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \Big] + 9\lambda_{111}^2\sigma_{12}\sigma_{23}. 3\text{десь } \sigma_{ij} = \sigma\cos\beta_i \cos\beta_j. \ \text{Если к такому} \\ \text{полидоменному НКМ приложить ещё малые зондирующие переменные напряжения } \widetilde{\sigma}_{ij} \ll \sigma_{ij}, \ \text{где} \end{split}$$

 $\tilde{\sigma}_{ij} = -\tilde{\sigma}(t)\delta_{ij}$, δ_{ij} – символы Кронекера, то используя результаты полученные в [1], приходим с учётом введенных там обозначений к системе уравнений вращательных моментов для всех трёх магнитных фаз, из которой можно найти дополнительные углы отклонений $\tilde{\phi}_i$ от исходных $\phi_i >> \tilde{\phi}_i$, наведённые напряжением $\tilde{\sigma}_{ij}(t)$:

$$\begin{split} \beta_{B}\dot{\tilde{\phi}}_{1} + & \left[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22})\right]\!\!\widetilde{\phi}_{1} + 3\lambda_{111}\sigma_{23}\widetilde{\phi}_{2} = (K_{1} + a_{3})\kappa\widetilde{\sigma}\widetilde{\phi}_{1}, \\ \beta_{B}\dot{\tilde{\phi}}_{2} + & \left[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{33} - \sigma_{11})\right]\!\!\widetilde{\phi}_{2} + 3\lambda_{111}\sigma_{23}\widetilde{\phi}_{1} = (K_{1} + a_{3})\kappa\widetilde{\sigma}\widetilde{\phi}_{2}, \\ \beta_{B}\dot{\tilde{\phi}}_{3} + & \left[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{33} - \sigma_{22})\right]\!\!\widetilde{\phi}_{3} + 3\lambda_{111}\sigma_{31}\widetilde{\phi}_{4} = (K_{1} + a_{3})\kappa\widetilde{\sigma}\widetilde{\phi}_{3}, \\ \beta_{B}\dot{\tilde{\phi}}_{4} + & \left[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22})\right]\!\!\widetilde{\phi}_{4} + 3\lambda_{111}\sigma_{31}\widetilde{\phi}_{3} = (K_{1} + a_{3})\kappa\widetilde{\sigma}\widetilde{\phi}_{4}, \end{split}$$
(1)
$$\beta_{B}\dot{\tilde{\phi}}_{5} + & \left[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{33})\right]\!\!\widetilde{\phi}_{5} + 3\lambda_{111}\sigma_{12}\widetilde{\phi}_{6} = (K_{1} + a_{3})\kappa\widetilde{\sigma}\widetilde{\phi}_{5}, \\ \beta_{B}\dot{\tilde{\phi}}_{6} + & \left[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{22} - \sigma_{33})\right]\!\!\widetilde{\phi}_{6} + 3\lambda_{111}\sigma_{12}\widetilde{\phi}_{5} = (K_{1} + a_{3})\kappa\widetilde{\sigma}\widetilde{\phi}_{6}. \end{split}$$

Здесь при разложении термодинамического потенциала по $\tilde{\phi}_i$ слагаемыми ~ $\tilde{\phi}_i^4$ пренебрегаем, a₃ –объёмная магнитострикционная постоянная, к- сжимаемость, K₁ –константа анизотропии, λ_{100} и λ_{111} –константы магнитострикции, $\tilde{\sigma} = \sigma_0 \cos \omega t$. Введя далее обозначения, получаем, например, для первой магнитофазы уравнения: $\dot{\tilde{\phi}}_1 + A_1 \tilde{\phi}_1 + B_1 \tilde{\phi}_2 = D_1 \sigma(t) \tilde{\phi}_1$, $\dot{\tilde{\phi}}_2 + A_2 \tilde{\phi}_2 + B_2 \tilde{\phi}_1 = D_2 \sigma(t) \tilde{\phi}_2$, (2)

где $A_1 = \frac{2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22})}{\beta_B}$, $A_2 = \frac{2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{33} - \sigma_{11})}{\beta_B}$, $B_1 = B_2 = B = \frac{3\lambda_{111}\sigma_{23}}{\beta_B}$, $D_1 = D_2 = \frac{(K_1 + a_3)\kappa}{\beta} = D$. Тогда, находя из второго уравнения $\tilde{\varphi}_1$ из (2) и подставляя в первое,

получаем для $\tilde{\phi}_2(t)$: $\ddot{\tilde{\phi}}_2 + [A_1 + A_2 - 2D\sigma(t)]\dot{\tilde{\phi}}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + [A_1A_2 - B_1B_2]\tilde{\phi}_2 = (A_1 + A_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 - 2D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 + (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma(t)\tilde{\phi}_2 = (A_1A_2 - B_1B_2)D\sigma$

$$-D\omega\sigma_0\sin\omega t\tilde{\varphi}_2 - \frac{D^2\sigma_0^2}{2}(1+\cos 2\omega t)\tilde{\varphi}_2$$
(3)

В решении этого уравнения содержится затухающая во времени составляющая и экспонента с комбинацией осциллирующих синусов и косинусов в её показателе. Даже в наиболее простом случае в (1), когда внутренние напряжения в НКМ таковы, например, что отсутствуют сдвиговые компоненты σ_{23} (для первой магнитной фазы), а $A_1 \neq A_2$, мы имеем

$$\widetilde{\varphi}_{1}(t) = \widetilde{\varphi}_{10} \cdot \exp\left(-\frac{[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22})]t}{\beta_{B}} + \frac{(K_{1} + a_{3})\kappa\sigma_{0}\sin\omega t}{\beta_{B}\omega}\right) = \widetilde{\varphi}_{10}e^{-t/\tau_{1}}e^{f_{0}\sin\omega t},$$

$$\widetilde{\varphi}_{2}(t) = \widetilde{\varphi}_{20} \cdot \exp\left(-\frac{[2K_{1} + 3\lambda_{100}(\sigma_{33} - \sigma_{11})]t}{\beta_{B}} + \frac{(K_{1} + a_{3})\kappa\sigma_{0}\sin\omega t}{\beta_{B}\omega}\right) = \widetilde{\varphi}_{20}e^{-t/\tau_{2}}e^{f_{0}\sin\omega t}.$$
(4)

To есть, даже в этом случае, добавочный угол отклонения \vec{I}_{s} от [100] под действием $\tilde{\sigma}(t)$, который можно найти через $\cos\alpha_1 = \cos\varphi_1 \cos\varphi_2$ и через $\cos(\alpha_1 + \tilde{\alpha}_1) = \cos(\varphi_1 + \tilde{\varphi}_{10})\cos(\varphi_2 + \tilde{\varphi}_{20})$, будет

убывать во времени уже по закону ~ $e^{-t/\tau_{_{3}\varphi}}$ где $\tau_{_{3}\varphi} = \frac{\tau_{1}\tau_{2}}{\tau_{1} + \tau_{2}}$, если $\tilde{\phi}_{10} \cong \tilde{\phi}_{20}$.

Однако режим осцилляций для $\tilde{\varphi}_1$ и $\tilde{\varphi}_2$ одинаков. При этом с убылью размеров полидоменных зёрен НКМ по [5] величина K₁ в $\tau_1 = \beta_B / [2K_1 + 3\lambda_{100}(\sigma_{11} - \sigma_{22})]$ может убывать на несколько порядков. Зато в макрокристаллах из-за отсутствия внутренних напряжений σ_{11} и σ_{22} и большей величины K₁ в них, время релаксации τ_1 может не сильно различаться от такового в НКМ. В более общем случае по (3) величина $\tilde{\varphi}_2(t)$ изменяется с острым максимумом в зависимости от частоты ω . Поэтому в НКМ частотная зависимость их механострикционной деформации, связанной с процессами вращений, будем существенно отличаться в сравнении с массивными магнетиками. Точно также это скажется и на механострикционной деформации НКМ в полях изотропных внешних воздействий ($\sigma_{ij}(t)$), связанной со смещениями доменных границ. В другом случае, когда в НКМ нет текстуры, то есть σ_{11} и σ_{22} различаются мало, а K₁ невелика в сравнении с макрокристаллами, величина τ_1 в них может существенно превосходить её значение, характерное для массивных магнетиков. То есть тогда фактически на интервалах времени $\Delta t \lesssim \tau$ можно рассматривать лишь колебания векторов Is с углами $\phi \sim e^{f_0 \sin \omega t}$. Находя далее объемную механострикцию, из волнового уравнения определяем поглощение и скорость упругих волн, дисперсия которых, как и ΔE - эффект в НКМ существенно отличаются от таковых в макрокристаллах.

Литература

1. Игнатенко Н. М., Родионов А. А., Мельников В. Г. О поглощении магнитоупругой энергии в полях изотропных внешних воздействий // IV Междунар. семинар «Физико-математическое моделирование систем». Воронеж. 26-28 окт. 2007. С. 77-85.

2. Игнатенко Н.М., Родионов А.А., Мельников В.Г. Внутреннее трение в поле изотропных периодических воздействий, приложенных к поверхности магнетика // I Международная конференция «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества». Москва- Суздаль. ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова. 29 сент. – 3 окт. 2008 С.1-3.

3. Родионов А.А., Игнатенко Н.М., Мельников В.Г. Релаксационные явления в сегнетоэлектриках в полях изотропных упругих воздействий // Материалы V Международного семинара «Физико-математическое моделирование систем». Часть 1.Воронеж 28-29 ноября 2008 С. 1-10.

4. Игнатенко Н.М., Родионов А.А. Особенности магнитной восприимчивости, ∆Е-эффекта внутреннего трения в одноосных нанокристаллических магнетиках в области линейного отклика // Материалы VIII Всероссийской конференции «Физио-химия ультрадисперсных (нано)-систем». 10-14 ноября, Белгород. М. 2008 С. 40-41.

5. Золотухин И.В., Калинин Ю.Е., Стогней О.В. Новые направления физического материаловедения. ВГУ. Воронеж 2000. 360с.

6. Родионова А.А., Петрова Л.П., Родионов А.А. О статическом ∆Е-эффекте в нанокристаллических магнетиках // Известия ТулГу. Сер. физика. Вып.6 Тула. ТулГу. 2006. С. 39-46

ИНФОРМАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ АТОМНОЙ СБОРКИ НАНОСТРУКТУР Кабалдин Ю.Г., Муравьев С.Н.

Россия, Комсомольский – на- Амуре технический университет, uru40@mail.ru

INFORMATION MODEL OF THE ATOMIC ASSEMBLY NANOSTRUKTUR IS STATED YU.G. Kabaldin, S.N. Muravyev

Information model of the atomic assembly nanostruktur is Stated

Основная идея, разработанного нами квантового механизма структурообразования наноструктур, с позиции теории синергетике, заключается в том что, указанные структурные (квантовые) переходы с коллективными взаимодействием как отдельных частей атома, так и кластеров и связаны наносистем в целом в результате передачи информации квантового состояния изолированных и возбужденных атомов при их объединении (сборке) и переходом в новое квантовое состояние. Информация квантового состояния возбужденного атома может передоваться электронами в виде волна де Бройля, а также по механизму квантовой телепортации. В результате происходит обмен информацией между электронами. При этом если частоты у волн де Бройля совпадают, то электроны взаимодействующих атомов отталкиваются вследствие запрета Паули. При разнице частот, их функции перекрываются, электронная плотность перераспределяется волновые И они взаимодействуют. При этом возбужденные электроны освобождаются от избыточной энергии, и система (кластер) уже обладает минимум энергии. Подобный механизм объясняет также наличие «магических чисел», характеризующих дискретную устойчивость кластера, как системы атомов. Таким образом, межатомное взаимодействие сопровождается перераспределением электронной плотности энергии и заряда, при этом характер взаимодействия электронов будет определяться соотношением частот, а следовательно степенью перекрытия волновых функций электронов. В этой связи, как указывалось выше, характер взаимодействия, а следовательно, устойчивость наноструктур будет характеризоваться степенью локализации электронов. Иначе говоря, отталкивание электронов и ядер обусловлено принципом Паули, а связанные - перераспределением энергии между электронами. При этом электрон взаимно действуют не с одним, а сразу со многими электронами, в результате образуется молекула, а затем кластер.

Известно что, решающую роль в формировании электронной структуры молекул и кластеров оказывает коллективное (когерентное) взаимодействие валентных электронов атомов в результате перекрытия волновых функций. Коллективные эффекты являются характерной чертой поведения синергетических систем. В этой связи, кластер следует рассматривать как диссипативную структуру, которая является результатом самоорганизации при структурных переходах и должна обладать фрактальным свойствам. Одним из важнейших свойств фракталов является то, что они обладают информационными свойствами. По определению Б.Мандельброта фрактал – структура, состоящая из частей подобных целому.

Подходы синергетики и теория фракталов дают возможность прогнозировать свойства наносистем. В литературе указывается, что что устойчивость наносистем нарушается при размере ≥ 100 нм. На рис. 1 приведена зависимость фрактальной размерности наносистемы от ее размера – d. Фрактальную размерность – D_F определяли исходя из зависимости

 $M \sim d^{D}_{F}$,

где d - размер кластера.

Как видно из рис. 1, при сборке наносистемы фрактальная размерность вначале (при малом d) растет быстро, затем значения D_F стабилизируется и приближается к трем. В целом D_F - фрактальная размерность атомов находится в пределах $2 < D_F > 3$. Это свидетельствует о том, что наночастицы являются трехмерными структурами. На рис. 2 приведена зависимость D_F фактальной размерности от размера наносистемы, состоящй из атомов железа и кобальта. Из рис. 2 следует, что зависимость D_F - d система Fe -Co носит периодический характер, что объясняется потерей информации. В этой связи, можно полагать, что обмен информацией между атомами без ее потери и устойчивость наносистемы будет достигаться при объединении атомов с идентичным квантовым состоянием, информацию о котором несет фрактальная размерностью D_F . Поэтому способность к самосборке наночастиц контролируется, как электронной структурой атома, определяющего его квантовое состояние, так и фрактальной размерностью изолированных атомов (рис. 2), которая зависит, как отмечелось выше, от электронной конфигурации атомов.



Рис. 1. Зависимость фрактальной размерности от размера кластера



Рис.2. Зависимость фрактальной размерности от размера кластеров в системе Fe-Co



Рис.3. зависимость фрактальной размерности от размера кластера в системе (Fe-Co)

На рис. 3 видно, что зависимость $D_F - d$ системы Ті и Al, которая имеет монотонный характер, что обусловлено одинаковой фрактальной размерностью атомов Ті и Al, и самоподобным квантовым состоянием.

Известно, что образование металлических связей между атомами возникает при перекрытии внешних ИХ (валентных) электронов И совмещения максимумов электронных отвечает плотностей, что максимальной энергии связи. Поэтому возникновение межатомных связей в молекулах результат перекрытия есть волновых функций или орбиталей валентных Электроны, находящиеся электронов. В связанном состоянии в пространстве между ядрами, образуют сильную валентную связь, имеющую в основе кулоновское притяжение соседних ядер, несущих положительный заряд к отрицательно заряженным электронам между ними.

Атом, как и любая другая квантовая система, может находиться в различном квантовом состоянии. В этой связи устойчивость атома обусловлена нахождением его в едином квантовом состоянии что означает согласованное взаимодействие его отдельных составляющих (ядра, электронов): изменение в одной части приводит к мгновенному изменению в другой. При объединении атомов в молекулу образуется новое единое квантовое состояние. что определяет устойчивость молекулы, либо кластера.

Потому при обобществлении валентных электронов атомов с различным квантовым состоянием, их связь оказывается низкой и информация частично теряется (рис. 28). Иначе говоря, при перекрытии валентных электронов и совмещении максимумов электронных плотностей, дальнейшего сближения ядер атомов не происходит.

Разработана нейронная сеть, позволяющая исходя ИЗ электронной структуры изолированных атомов (заполнения электронами оболочек), а следовательно, их квантового состояния, и расчета фрактальной размерности наносистемы при различных ее размерах, оценить ее устойчивость в условиях самоуправляемого синтеза, построением зависимости указывалось, D_Fd. Как фрактальная размерность может быть

определена также путем расчета трехмерных СТМ-изображений. Расчет фрактальной размерности вайвлет-анализа можно проводить с достаточной степенью точности.

ПРЕДЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЯЧЕЙКИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Каюмов Р.А., Мангушева А.Р., Мухаметшин А.Т.

Россия, Казанский архитектурно-строительный университет, alinamr@mail.ru

THE LIMIT ANALYSIS OF THE COMPOSITE MATERIAL CELL

Kayumov R.A., Manguseva A.R., Muhametshin A.T.

Russia, Kazan state university of architecture and engineering, alinamr@mail.ru

Results of the constructions analysis are resulted at the big displacements taking into account material hardening in rigid-plastic statement.

Приведены результаты анализа конструкций при больших перемещениях с учетом упрочнения материала в жесткопластической постановке.

Рассматривается ячейка пленочно-тканевого композиционного материала (ПТКМ), которая представляет собой ткань из высокопрочных синтетических тканей и пленочного покрытия (матрицы) из эластомеров или термопластов. Последние служат для защиты армирующей основы от воздействия атмосферных факторов и придания воздухонепроницаемости материалу. Для анализа ПТКМ можно рассмотреть его представительный элемент, изображенный на рисунке 1.



Рис. 1. Элементарная ячейка пленочно-тканевого композита

Рис. 2. Зависимость предельной нагрузки от общего удлинения по оси у

Рассмотрим условие текучести, являющееся обобщением критерия Мизеса на случай ортропного материала, который можно представить в виде:

$$f(\sigma) = \sigma^T A \sigma^T$$

Здесь А - симметрическая положительно определенная матрица.

	A_{11}	A_{12}	A_{13}	0	0	0
	A_{21}	A_{22}	A_{23}	0	0	0
Λ_	A_{31}	A_{32}	A_{33}	0	0	0
A –	0	0	0	A_{44}	0	0
	0	0	0	0	A_{55}	0
		0	0	0	0	A_{66}

При рассмотрении соотношений закона пластического течения в форме:

$$\sigma = \frac{A^{-1}\xi}{\sqrt{\xi^{T}A\xi}}, \qquad \xi = \frac{\partial \varepsilon^{(p)}}{\partial t}$$
(2)

можно увидеть аналогию между нелинейно-упругой и жесткопластической задачами. Для этого под ξ нужно понимать деформацию, а под матрицей упругих характеристик – матрицу

DFMN-2009

(1)

$$E = \frac{A^{-1}}{\sqrt{\xi^T A \xi}}$$

(3)

Для дискретизации области по пространственным координатам используется метод конечных элементов. Для вычисления параметра предельной нагрузки применяется метод вариации упругих характеристик, который основан на законе пластического течения, выражающий зависимость напряжений через скорости пластических деформаций.

Для определения реальной несущей способности конструкции необходимо учитывать ее поведение после начала пластического деформирования, поскольку в одних случаях происходит уменьшение предельной нагрузки, необходимой для дальнейшей деформации конструкции (что приводит к катастрофическому разрушению), а в других – ее увеличение. Такой анализ можно провести при учете конечности перемещений. При решении задач по теории предельного равновесия для этого можно использовать метод пересчета геометрии конструкции по известному полю перемещений. Результаты данной методики приведены на рисунке 2.

Поскольку для большинства материалов при больших деформациях появляется упрочнение, то необходимо учитывать изменения предела текучести. В данной работе используется теория изотропного упрочнения, тогда соотношение примем в виде $\sigma_T = \sigma_{T_0}(1 + C^* \varepsilon_i)$, где ε_i .



интенсивность деформации, σ_{T_0} - предел текучести. Результаты приведены на рис.3,4

Рис.3. Зависимость предельной нагрузки от Uy0 при разных C*





Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 08-01-00628

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНАЯ МОДЕЛЬ МУФТЫ ИЗГОТОВЛЕННОЙ ИЗ ПОЛИМЕРА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Каюмов Р.А., Мухаметшин А.Т.

Россия, Казанский архитектурно-строительный университет,

airat-mat@mail.ru

FINITE ELEMENT MODEL OF COUPLING MADE OF POLYMER WITH SHAPE MEMORY EFFECT Kayumov R.A., Muhametshin A.T.

Russia, Kazan state university of architecture and engineering,

airat-mat@mail.ru

Summary

There was developed deformation of coupling under internal pressure made of shape memory material with hereditary elasticity.

Рассмотрена задача о деформировании под внутренним давлением полимерной муфты, сделанной из материала, обладающего эффектом памяти формы и наследственной упругостью. Результаты представлены в виде графиков.



Считалось, что полная деформация складывается из упругой $\{\varepsilon^{ec}\}$ { є }, деформации наследственной упругости деформации И деформации памяти формы { ε^{ph} }. Закон упругого деформирования $\{ \sigma \in D \}$ Изменение принимался в виде: деформации наследственной описывался ипругости с течением времени соотношением: $\varepsilon^{ec} = \int H[(t-\tau), \sigma(\tau)]\sigma(\tau)d\tau$, $H = H_0 C(T)/(t-\tau)^{\alpha}$,

 $H_0 = \text{const.}$ Применялась гипотеза реологически простого материала, т.е. считалось, что C зависит только от температуры T.

Изменение деформации памяти формы от температуры и времени, принималась в следующем виде[2]:

$$d\left\{\varepsilon^{ph}\right\}/dq = (1-q)^n (c_0\left\{\sigma\right\} + a_0\left\{\varepsilon^{ph}\right\})$$

Y

- при прямом превращении (т.е. при охлаждении);

$$d\left\{\varepsilon^{ph}\right\}/dq = a_0(1-q)^n\left\{\varepsilon^{ph}\right\}$$

- при обратном превращении.

где q – доля нереверсивной[1] фазы в объеме материала, параметр процесса, $c_0 = \text{const}$ и $a_0 = \text{const}$.

Графики изменения нагрузки и температуры с течением времени представлены на рис.2 и рис.3 соответственно.



Изменение деформаций наследственной упругости и памяти формы представлены на рис. 4 и рис. 5.



Графики изменения напряжений в кольцевом направлении на внутренней поверхности представлены на рис.6



Литература

1. Белошенко В.А., Варюхин В.Н. Эффект памяти формы в полимерах и его применение // Киев. Наукова думка, 2005.-189с.

2. Мовчан А.А. Микромеханический подход к описанию деформации мартенситных превращений в сплавах с памятью формы // Москва, Механика твердого тела, 1995.-197с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЯЗКОГО И ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПАДАЮЩИМ ГРУЗОМ

Колбасников Н.Г., Боровков А.И., Зотов О.Г., Немов А.С., Лукьянов А.А. Россия, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, nikolay.kolbasnikov@gmail.com

COMPUTER MODELING AND METALLOGRAFIC ANALISIS OF BRITTLE AND VISCOUS FAILURE DURING DWTT OF PIPE STEELS

N.G. Kolbasnikov, A.I. Borovkov, O.G. Zotov, A.S. Nemov, A.A. Lookianov Problem of modeling DWTT for pipe steel samples have been solved for calculation of of viscosity percentage in the freacture, using fine-element analytic system LS-DYNA. It is judged about brittle and viscous character of failure, using distribution bar chart of deformations into near-surface layers of elements (along surfice of failure). It have been researched the effects of second phase content of biphase material, tensile yield of phase, ultimate strain of phase, nonequilibrium of ferritic phase to relationship of brittle and viscous component of fracture surface.

Researchs of size and anisotropy, irregularity f boundary of grain and variance of their distributions, hardnees, residual stresses, phase compositions, distribution of alloying and mictoalloying elements have been made for samples with 15%, 47% and 92% viscous percentage component for 10G2FB steel grade. The reasons of decreasing percent of viscous component have been revealed for postdwtt samples for hot rolled heavy plate.

Испытаниям падающим грузом (ИПГ) подвергаются, как правило, полнотолщинные образцы из трубных сталей, которые работают в условиях низких температур и ударных нагрузок. Падающий груз массой 1000÷1500 кг имеет энергию до 30 кДж. На поверхности разрушенного образца определяется доля вязкой и хрупкой составляющей, причем вязкая составляющая должна составлять менее не 90%. Конечно-элементные расчетные методы, которые описанные далее, позволяют построить математическую модель процесса испытаний падающим грузом и проанализировать влияние различных факторов на развитие процесса разрушения. Основной вопрос, который решается в работе, состоит в том, как перейти от напряженно-деформированного состояния образца к визуальной характеристике поверхности разрушения – доле вязкой или хрупкой составляющей на поверхности разрушенного образца.

С использованием системы конечно-элементного анализа LS-DYNA решена задача моделирования испытаний падающим грузом образцов из трубных сталей для определения доли вязкой составляющей излома (DWTT). Конечно-элементная (КЭ) модель, рис. 1, включает в себя КЭ модели образца и элементов опор и маятника. В данном случае симметрия задачи относительно серединного поперечного сечения образца не используется при КЭ постановке задачи, так как разрушение образца по этой плоскости приводит к потере условия симметрии, и в отдельных случаях, к проникновению материала за плоскость симметрии. Параметры конечно-элементной модели, представленной на рис. 1: *число узлов 132583, число элементов 117660, число степеней свободы 397749*.



Рис. 1. Конечно-элементная сетка для моделирования испытаний падающим грузом двухфазного материала



Рис. 2. Фрагмент анимационного файла, иллюстрирующий завершение разрушения образца при ИПГ

После моделирования процесса разрушения образца при ИПГ встает задача определения доли вязкой составляющей поверхности разрушения. На рис. 5 каждый конечный элемент на разрушенной поверхности окрашен в свой цвет, присвоенный ему в зависимости от величины прошедшей деформации. Таким образом, построив гистограмму распределения поверхностных элементов по деформациям на поверхности разрушения, рис.3, можно узнать вероятности формирования вязкого и хрупкого разрушения. Если хрупким считать такое разрушение, перед которым деформация не превышает 3%, то по гистограмме распределения деформаций по поверхностным элементам можно определить долю хрупкой составляющей:

$$XP = \int_{0}^{0.03} f(\varepsilon) d\varepsilon$$

Естественно, доля вязкой составляющей может быть определена как

$$BP(\%) = 100 - XP(\%)$$

Для определения распределения деформаций по конечным элементам на поверхности разрушения предлагается использовать выделение поверхностного слоя элементов при помощи дополнительной подпрограммы ANSYS/LS DYNA, либо применить систему анализа изображений.

На рис. 3 представлены гистограммы распределения элементов по истинным деформациям для образцов с долей вязкой составляющей 99% и 10%. Видно, что характер гистограмм существенно различается для вязкого и хрупкого разрушения. На рис. 7 показана расчетная зависимость доли вязкой составляющей образцов после испытаний падающим грузом от предельной деформации феррита, после которой начинается разрушение в микрообъеме, и от содержания второй фазы – перлита. При расчете принимали следующие характеристики фаз материала: предел текучести перлита $\sigma_{\tau}^{n} = 940$ МПа, предельные деформации для перлита $\varepsilon_{\tilde{t}d\tilde{a}a}^{I} = 0,3$, предельные деформации для феррита $\sigma_{\tau}^{o} = 450$ МПа.



Рис. 3. Гистограмма распределения деформаций по поверхностным конечным элементам для доли вязкой составляющей 99% (*a*) и 10% (б)

Выполнены исследования влияния содержания второй фазы двухфазного материала, пределов текучести фаз, предельных деформаций фаз, неравновесности феррита на соотношение вязкой и хрупкой составляющих поверхностей изломов.

По толщине образцов с долей вязкой составляющей 15%, 47%, 92% из стали 10Г2ФБ выполнены исследования размера и анизотропии размеров зерен, изрезанности границ и дисперсии их распределений, твердости, остаточных напряжений, фазового состава, распределения легирующих и микролегирующих элементов. Выявлены причины снижения доли вязкой составляющей образцов после ИПГ для горячекатаного толстого листа.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ

Колбасников Н.Г., Боровков А.И., Немов А.С., Лукьянов А.А.

Россия, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,

nikolay.kolbasnikov@gmail.com

COMPUTER MODELING OF IMPACT STRENGTH TESTS

N. Kolbasnikov, A. Borovkov, A. Nemov, A. Lookianov

The changing of impact strength have been estimated subjected to changes of composition of second phase content (for example, changing of carbon content), grain size changes (second phase grain size), presence of foliation, changes of yield stress of phase and ultimate strain, applying finite-element method and computer program ANSYS LS-DYNA. The reasons of strong temperature dependence of impact strength have been reaserched. Calculated dependences are comfirmed by actual data. Average reletive deviation of calculataions are compiling 1,1% from actual data, instead of 15% of standart deviation.

В настоящее время созданы и используются компьютерные программы для расчета по ходу горячей прокатки параметров структуры (размер исходного аустенитного зерна, размер зерна феррита, содержание феррита и перлита) и механических свойств ($\sigma_{\rm T}$, $\sigma_{\rm B}$, δ), упрочнения от карбонитридной фазы микролегирующих элементов. При этом учитываются процессы упрочнения и разупрочнения, происходящие в аустените при горячей прокатке, особенности термодинамики и кинетики фазовых превращений. Создаются программы для расчетов параметров структуры и свойств при бейнитных и мартенситных превращениях. Однако на сегодняшний день отсутствуют программы, позволяющие прогнозировать характеристики металлов при ударном нагружении, в том числе ударную вязкость и долю вязкой составляющей при испытаниях падающим грузом.

Для создания компьютерной модели испытания металлов на ударную вязкость по данным о параметрах структуры и механических свойствах сталей, полученных при помощи программы Hot Strip Mill Model, использован лицензионный компьютерный продукт ANSYS/LS DYNA, предназначенный для расчетов быстопротекающих процессов. Показано, что особенно важным для моделирования испытаний на ударную вязкость является правильный выбор предельных деформаций.

Выполнен расчет температурной зависимости ударной вязкости на образцах из нескольких марок сталей и сравнение расчетных с фактическими данными. Показано, что в процессе пластической деформации во время испытаний на ударную вязкость значительно изменяется реологическое уравнение материала, что обусловлено, очевидно, изменением механизма деформации. Вместе с изменением реологического уравнения изменяется температурная зависимость предельных деформаций. Показано, что сильнодеформированное состояние, которым обладает металл непосредственно перед разрушением в процессе ударных испытаний при комнатной температуре, отличается значительно более сильной температурной зависимостью предельных деформаций и ударной вязкости, чем горячекатаное или отожженное. Установлено, что взаимосвязь температурной зависимости ударной вязкости и предельных деформаций является практически линейной. Получены соотношения, описывающие зависимости ударной вязкости от температуры. Расчеты температурного изменения КСU(Т), выполненные по разработанной программе, хорошо подтверждаются фактическими данными.

Считается, что ударная вязкость является функцией множества переменных, вследствие чего построение математической модели, учитывающей влияние химического состава сталей, параметров обработки и структуры металла, невозможно. В работе использовано положение, что значение ударной вязкости определяется структурой металла, которая в свою очередь зависит от химического состава и параметров обработки. Поскольку с использованием модели горячей прокатки Hot Strip Mill Model можно перед прокаткой определить механические свойства и параметры структуры сталей, то найденные взаимосвязи структуры и ударной вязкости обеспечат возможность расчета режимов деформации для получения материала с заданной ударной вязкостью.

Металл при моделировании испытаний на ударную вязкость рассматривается как структурно-неоднородная среда, состоящая из двух компонентов (фаз), для которых известны реологические уравнения. В качестве слабого звена в сталях выступает цементит, который имеет особенности в формировании теоретической прочности и очень малую ударную вязкость. С использованием метода конечных элементов и компьютерной

программы ANSYS LS-DYNA рассчитано изменение ударной вязкости при изменении содержания второй фазы (например, при изменении концентрации углерода), при изменении размера зерна (размера второй фазы), разнозернистости, при наличии полосчатости, при изменении пределов текучести фаз и предельных деформаций, рис.1, 2. Расчетные зависимости подтверждаются фактическими данными.

На основании результатов компьютерного эксперимента, позволившего установить основные закономерности изменения ударной вязкости, составлена регрессионная модель, учитывающая влияние структурных факторов (содержание феррита и перлита, размер зерна, упрочнение от микролегирующих элементов), механические свойства (предел текучести), химический состав (содержание серы, фосфора, олова, марганца). Для использования регрессионной модели ударной вязкости достаточно информации о химическом составе стали, а также результаты расчета параметров структуры и механических свойств в зависимости от режимов горячей деформации, получаемых при помощи компьютерной программы Hot Strip Mill Model (HSMM), других аналогичных программ, или экспериментальных данных. Регрессионная модель проверена по базе фактических данных для 113 полос из 7 марок сталей и ее можно рекомендовать для низко- и среднеуглеродистых легированных и микролегированных сталей. Среднее относительное отклонение вычислений от фактических данных составляет 1,1% при стандартном отклонении 15%.



Рис. 1. Исходное и конечное состояние образца при испытаниях на ударную вязкость двухфазного материала со случайным расположением второй фазы



Рис. 2. Исходное состояние и поверхности разрушения образца с полосчатостью (зональная и две перлитных полосы) после испытаний на ударную вязкость

ПОИСК ИНВАРИАНТОВ ПРИ СОЗДАНИИ И РАЗРУШЕНИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ Короткевич С.В.

РБ, РУП "Гомельэнерго", korotsv@tut.by

SEARCH OF THE INVARIANTS BY MAKING AND DESTRUCTION OF NANOMATERIALS Korotkevich S.V.

The search substantiation of the invariants is given at creation and destruction nanomaterials. From uniformity of time and symmetry of spaces are offered some invariant principles (axioms).

Наноматериалы - материалы, необычные функциональные свойства которых обусловлены упорядоченной структурой их нанофрагментов размером от 1 до 100 нм. Методы создания и свойства полученных наноматериалов очень разнообразны. В связи с этим возникает необходимость в их систематизации и классификации. Существуют ли обобщающие критерии, признаки создания и разрушения таких материалов, кроме их наноразмера? Понимание основных принципов упростит решение проблемы создания и разрушения материалов с заданными свойствами и позволит сосредоточить затраты на основных направлениях. Поэтому разработка инвариантных принципов и понимание основных механизмов создания и разрушения наноматериалов является актуальной задачей.

Цель работы – обоснование поиска инвариантов при создании и разрушении наноматериалов физико-химическими методами.

Создание и разрушение наноматериалов осуществляется в физической среде (поле), которое мы описываем с использованием параметров: пространство и время. Пространство обладает свойством изотропии, а время свойством однородности. Отсюда вытекает, что среда обладает свойством симметрии. Значит, в этой среде должны работать законы сохранения или инварианты. Если мы создаём и разрушаем наноматериалы в этой среде, значит должны выполняться её свойства. Свойства симметрии физической среды способствуют тому, что при определённых условиях микроили нанообъекты сами начинают выстраиваться в виде упорядоченных структур. Система в данном случае не изолированная, и на нанообъекты оказывается какое-то внешнее воздействие (действие физической среды), причём воздействие направлено не на конкретную частицу, а на все сразу и одновременно. Известно, что из свойств однородности и изотропии времени и пространства (из свойств симметрии времени-пространства) путём математических преобразований вытекают законы сохранения энергии, импульса и момента импульса. Из однородности времени должны вытекать инварианты по энергетическим соотношениям, а из изотропии пространства – инварианты по координатным соотношениям сопряжённых поверхностей. Установление этих инвариантых соотношений на практике позволит прогнозировать, в зависимости от начальных условий системы (природы материалов их каталитической активности, оптических и магнитных и т.д. свойств) и способов закачки энергии в систему, её конечное наносостояние.

Можно предложить три аксиомы, которые могут быть использованы для описания создания и разрушения наноматериалов.

I. Каждому равновесному состоянию системы соответствует своя структура материала с определённым уровнем энергии.

II. Любая система, в том числе и наносистема, стремится к состоянию с минимальным уровнем энергии.

III. Отношение энергий, например, количества энергии закаченной в систему к энергии полученного наноматериала (можно оценить по энергии связи структурных элементов) на единицу веса или объёма материала, будет инвариантом, определяющим структурное равновесное состояние и свойства наносистемы.

Дано обоснование поиска инвариантов при создании и разрушении наноматериалов. Из однородности времени и изотропии пространства предложены некоторые инвариантные принципы (аксиомы).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИКИ КОАГУЛЯЦИОННЫХ СТРУКТУР В ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМАХ И МАТЕРИАЛАХ Кучин И. В.

Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН Ленинский просп., 31/4, Москва, Россия. E-mail: u912@yandex.ru

SIMULATION OF DYNAMICS OF COAGULATION STRUCTURES IN DISPERSE SYSTEMS AND MATERIALS

Kuchin I. V.

With the help of computer simulations, the regularities of structure deformation in disperse systems under dynamic conditions that predetermine the properties of obtained disperse composition materials are considered. The conditions of the complete destroying of the dispersions structure and, so their maximum fluidity achievement are studied, that allows one to control the properties of disperse materials synthesized based on highly disperse solid phases.

Свойства композиционных пористых материалов (их прочность, пористость, удельная поверхность и др.) в значительной степени зависят от характера и скорости процессов структурообразования, протекающих в ходе приготовления этих материалов на основе концентрированных дисперсных систем. Для получения желаемых характеристик микроструктуры материалов важно знать закономерности и механизмы структурообразования в динамических условиях, способы и пути регулирования контактных взаимодействий в таких системах, что исследуется в рамках физико-химической динамики дисперсных систем [1].

Помимо экспериментальных методов, при решении указанных проблем активно применяется метод моделирования, являющийся удобным и эффективным инструментом исследования структуры и свойств дисперсных систем, позволяющий проследить эволюцию наиболее характерных явлений и глубже понять их механизм [2,3].

Результаты моделирования в динамических условиях подтверждают обнаруженные ранее экспериментально явления образования при течении дисперсных систем слоев и агрегатов частиц, позволяют проследить условия их возникновения, эволюцию и распад в широком диапазоне изменения физико-химических свойств дисперсной системы и параметров внешних воздействий на нее. В частности, при концентрации дисперсной фазы в жидкой среде ниже критической возникают множественные разрывы сплошности структуры (рис.1*a*), разрушение которых (рис.1*б-г*) может осуществляться путем подведения к системе дополнительной энергии в виде внешних механических воздействий (например, вибрации) в сочетании с применением добавок поверхностно-активных веществ.



в)

<u>_____6)</u>



Рис. 1. Последовательные стадии разрушения под действием вибрации слоистой структуры, образовавшейся при течении дисперсии лиофобных частиц (данные компьютерного моделирования). Скорость сдвига 150 с⁻¹, концентрация φ=40%. Параметры вибрации A=0.13 мм, v=200 Гц.

Таким образом обеспечивается изотропность разрушения коагуляционной структуры дисперсных систем с достижением их максимальной текучести при максимальной степени однородности структуры, что чрезвычайно важно для получения композиционных материалов с необходимыми характеристиками и свойствами [1].

Выполнены компьютерные эксперименты по моделированию поведения структурированных дисперсных систем (в том числе наносистем и микрогетерогенных систем с участием нанодисперсного компонента) в условиях сдвиговой деформации и вибрационных воздействий с различной амплитудой и частотой (включая ультразвуковые частоты). Возможности компьютерного эксперимента впервые позволяют отследить влияние в сложных динамических условиях различия размеров частиц (от 10⁻⁵ до 10⁻⁹ м) и физико-химической неоднородности их поверхности – лиофильно-лиофобной мозаичности (степень лиофобности от 0 до 100%) на характер и механизм развития макронеоднородностей структуры (рис.2).



Рис.2. Моделирование сдвиговой деформации дисперсии с различной степенью γ лиофильности поверхности частиц (а-в), *n*=200 частиц; ε=40 с⁻¹; φ =40%; *d*=5÷10 мкм. Потенциальная кривая взаимодействия двух лиофобных частиц (г).

Возникновение макронеоднородностей в структурированных дисперсных системах в динамических условиях во многих случаях предопределяет характер и свойства образующихся из них в результате химических и фазовых превращений структур в наполненных композиционных материалах при условии, что эти дефекты и неоднородности не устраняются в ходе гетерогенных процессов, связанных с подготовкой и приготовлением таких материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 09-03-00652).

Литература

[1] Урьев Н.Б. Физико-химическая динамика дисперсных систем. Успехи химии 2004, 73(1), 39

[2] Урьев Н.Б., Кучин И.В. Моделирование динамического состояния дисперсных систем. Успехи химии 2006, **75(1)**, 36.

[3] Кучин И.В., Урьев Н.Б. Численное моделирование процессов преобразования структуры как основы регулирования свойств нанодисперсных композиционных систем и материалов. Физикохимия поверхности и защита материалов, 2009, т. 45, №4.

DFMN-2009

КОМПЬЮТЕРНЫЕ МОДЕЛИ Т-Х-Ү ДИАГРАММ С РАССЛОЕНИЕМ РАСПЛАВА Луцык В.И., Зеленая А.Э.

Россия, Отдел физических проблем, Бурятский научный центр CO PAH, vluts@pres.bscnet.ru

COMPUTER MODELS OF T-X-Y DIAGRAMMS WITH ALLOY MISCIBILITY Lutsyk V.I., Zelenaya A.E.

Russia, Physical problems department, Buryat Scientific Centre RAS, vluts@pres.bscnet.ru

The peculiarities of T-x-y diagrams with immiscibility computer models simulation using the kinematical method of phase regions boundaries description are considered. T-x-y diagram with monotectics in three binary systems is used as an example.

Использование компьютерных моделей T-х-у диаграмм позволяет не только получить представление о строении изучаемой системы, но и решить ряд практических задач связанных с получением данных о составах сопряженных фаз, путях кристаллизации, эффекте смены типа трехфазного превращения. Фазовые диаграммы с расслаиванием расплава широко применяются при решении задач, связанных с получением тугоплавких материалов [1].

Т-х-у диаграммы с расслаиванием имеют большое количество топологических модификаций, обусловленных количеством монотектик в системе, а так же способом их расположения и пересечения с моновариантными линиями [2-4]. В частности купол расслаивания может располагаться в поле поверхностей ликвидуса и не пересекать грани призмы (рис. 1а), или же поверхности расслаивания могут пересекать одну (рис. 1б), две или три (рис. 1в) стороны призмы. Количество топологических модификаций возрастает при вырождении твердофазной растворимости, причем вырождение поверхностей солидуса и сольвуса может быть как на ребро, так на грань призмы (вырождение в линии) [5].



Рис. 1. ХҮ проекции Т-х-у диаграмм с одной (а-б) и тремя (в) монотектиками

При построении компьютерных макетов T-х-у диаграмм с расслаиванием, модель более простой по топологическому строению фазовой диаграммы может служить шаблоном для конструирования более сложных вариантов, что позволяет учесть и воспроизвести большее количество топологических типов. Для описания границ фазовых областей был выбран кинематический метод, основанный на задании поверхностей в виде направляющих и образующих линий и позволяющий учесть образование куполообразных поверхностей, складов и вырезов [6]. При конструировании поверхностей со сложным контуром используется технология фрагментация поверхности на более простые составляющие.

Рассмотрим особенности построения компьютерных моделей на примере T-х-у диаграммы с тремя монотектиками в бинарных системах (рис. 1в). Данную диаграмму формируют три поверхности расслаивания, шесть поверхностей ликвидуса, двадцать одна линейчатая поверхность и три плоскости при температурах нонвариантных точек. В качестве исходных данных задавались координаты точек исходных компонентов (A, B, C), бинарных и тройной эвтектик (е_{AB}, е_{AC}, е_{BC}, E) и бинарных и тройных точек куполов расслаивания (m_1 , n_1 , k_1 , m_2 , n_2 , k_2 , m_3 , n_3 , k_3 , m_{1}^0 , m_{2}^0 , n_{3}^0 , k', k'). Для формирования поверхности расслаивания (m_1 , n_1 , k_1 , m_2 , n_2 , k_2 , m_3 , n_3 , k_3 , m_{1}^0 , n_{2}^0 , n_{3}^0 , k', k''). Для формирования поверхности расслаивания примыкающей к стороне BC и содержащей восемь точек на контуре производилось предварительное разбиение на три фрагмента с контурами $k_3m_3m_{3}^0n_{3}^0n_3$, $m_{3}^0n_{1}^0n_{2}^0n_{3}^0$ и $n_{1}^0k_{0}^0n_{2}^0$ (рис. 2а). Образующие $m_{3}^0n_{3}^0n_{3}^0$ и $n_{1}^0n_{2}^0$ являются общими для двух примыкающих фрагментов. Направляющая k_3k_0 задавалась одной линией, что обеспечивает гладкость всей модели поверхности. Каждый из фрагментов поверхности задан скольжением





Построенную модель фазовой диаграммы можно изучит произвольными горизонтальными и вертикальными сечениями, а так же рассчитать сопряженные составы [7] и пути кристаллизации для двухфазной области с расслоением расплава.

Особенностью Т-х-у диаграмм с моно- и нонвариантным синтектическим (рис. 1б) равновесиями является наличие эффекта смены синтетической реакции на монотектическую в трехфазной области с расплавом [2-3]. Разрабатываемые алгоритмы позволяют реализовать поверхности, на которых происходит смена типа трехфазного превращения, а так же построить диаграммы материального баланса для заданной точки в трехфазной области, для расшифровки происходящих процессов [8].

1. Гурин В.Н. Физико-химические особенности нового метода получения кристаллов из расслаивающихся систем // Сборник материалов XVIII Петербургских чтений по проблемам прочности и роста кристаллов. Санкт-Петербург, 2008. Ч. 1. С. 96-98.

2. Халдояниди К.А. Фазовые диаграммы гетерогенных систем с трансформациями Новосибирск: ИНХ СО РАН, 2004. 382 с.

3. Prince A. Alloy Phase Equilibria. Amsterdam-London-New York: Elsevier publ. comp., 1966. 290 p.

4. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990. 240 с.

5. Vogel R. Die heterogenen Gleichgewichte. Leipzig: Akad. Verlagsgesellschaft, 1959. S. 613.

6. Луцык В.И., Зырянов А.М., Зеленая А.Э. Построение компьютерной модели Т-х-у диаграммы с моновариантным монотектическим равновесием // Журн. неорг. химии. 2008. Т. 53, № 5. С. 858-863.

7. Луцык В.И., Зеленая А.Э. Расчет конод Т-х-у диаграмм по уравнениям изотерм на границах двухфазной области // Журн. физ. химии. 2003. Т. 77. № 3. С. 407-412.

8. Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P., Zyryanov A.M. Contradictions between 3-phase region eutectical and peritectical fragments borders determination methods in monographs by A.Prince and D.Petrov //Journal of Guangdong Non-Ferrous Metals. 2005. Vol. 15. No. 2, 3. P. 174-178.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ПОЛИМЕРОВ

Мазо М.А.*, Балабаев Н.К.**, Люлин А.В.***, Олейник Э.Ф.*

*Институт химической физика им. Н.Н.Семенова РАН, Россия, mazo@polymer.chph.ras.ru **Институт математических проблем биологии РАН, Пущино, Россия, balabaev@impb.psn.ru *** Technische University Eindhoven, The Netherlands, a.v.lyulin@tue.nl

COMPUTER SIMULATION OF GLASSY POLYMERS DEFORMATION

Mazo M.A., Balabaev N.K., Lulin A., Oleinik E.F.

Computer simulation of deformation processes in solid polymers became an important research method for analysis on the molecular level. In this work we concentrate our attention on the phenomenon of the energy storage at inelastic deformation of glassy polymers. An united-atom model have been used for molecular dynamic simulation of cooling from 250 K to 50 K, uniaxially strains up to ε_{def} =30% (pressure) or ε_{def} =65% (stretching), relaxation and heating of polyethylene samples. We studied the mechanical properties of the samples, changes of internal energy and its components, deformation work as well as polymer structure during this manipulation.

На фоне стройных представлений о пластичности кристаллов, картина неупругой деформации стеклообразных тел, в которых отсутствует периодическая решетка, выглядит весьма несовершенной. И в первую очередь, не ясны молекулярные механизмы низкотемпературной пластической деформации, в которой материал проявляет многие черты, характерные для деформации кристаллов. Не смотря на довольно большой экспериментальный материал, до сих пор остаются не выяснеными процессы, которые контролируют кинетику пластичности твердых макромолекулярных некристаллических тел. Как показали выполненные в последние годы эксперименты по термодинамике деформации стеклообразных полимеров [1,2], существующие классические жидкостные модели деформации цепных органических стекол, куда входит и модель «вынужденной высокоэластичности» [3], неадекватны и требуют пересмотра. В данной работе мы приведем результаты компьютерного молекулярно-динамического моделирования низкотемпературной пластической деформации в изотропной стеклообразной системе, построенной из модельных полиметиленовых цепей (СН₂ группы рассматриватся как «объединенные атомы») в режимах одноосного сжатия и растяжения.

В расчетную ячейку с периодическими граничными условиями помещались 64 ПЭ цепи из 100 СН₂ групп. Полимер рассматривался в приближении объединенных атомов. Валентные связи и валентные углы задавали гармоническими потенциалами. Для торсионных углов был выбран потенциал U(ϕ)=K₁·(1+*cos*(3 ϕ))+K₂·(1+*cos*(ϕ)). Невалентные взаимодействия задавали леннардджонсовым потенциалом 6-12. Для численного интегрирования уравнений движения Ньютона использовался быстрый алгоритм Верле [4] с шагом интегрирования 1 фс. Температуру в системе поддерживали с помощью столкновительного термостата [5] с параметрами λ =5.5 пс⁻¹, *m*₀=1 а.м., что обеспечивало незначительное (менее 1%) увеличение вязкости. Давление задавали с помощью баростата Берендсена [6].

Для приготовления исходной системы в каждой из 64-х кубических ячейеек с периодическими граничными условиями независимо были построены цепочки в конформации статистического клубка. Затем эти ячейки были объединены в одну расчетную ячейку и в течении 20 пс был проведено МД моделирование при температуре 800 К и V=const. Затем размеры расчетной ячейки уменьшали со скоростью 0.05 Å/пс до тех пор, пока плотность системы не достигла величины 0.8 г/см³. После этого температуру расплава снижали со скоростью 0.1 К·пс⁻¹до T=250 К, после чего при постоянной температуре и давлении P=1 атм., проводили дополнительный МД расчет до достижения системой равновесия.

Полученный расплав цепей при P=const. охлаждали со скоростью 0.1 К/пс до 50 К и выдерживали некоторое время. Затем образец деформировался в режимах одноосного сжатия или растяжения со скоростью 0.01 Å/пс. После достижения деформации $\varepsilon_{де\phi} = 30$ % при сжатии и 65% при растяжении задавали давление 1 атм. по всем направлениям, и некоторое время система релаксировала. Затем ее нагревали со скоростью 0.1 К/пс до 250 К. Все результаты усредняли по 32 образцам, полученным независимо друг от друга.

Несмотря на большой процент транс-конформаций (в среднем по всем образцам 92.5% при 250 К и 92.85% при 50 К) ни в одном из 32 образцов образования микрокристаллов не наблюдалось. Протяженность фрагментов в транс-конформациях была небольшой, в основном до 10-15 мономеров, хотя

встречались и отдельные сильно вытянутые молекулы, содержащие последовательности до 60-70 мономеров. Плотность компьютерного образца $\rho = 0.996$ г/см³ при 50К близка к экспериментальной плотности ПЭ. При охлаж-дении образцов объемный коэффициэнт теплового расширения испытывал скачок при T ≈ 165 K, и эту температуру мы приняли в настоящей работе за T_c.

Как видно из рисунка, характер изменений всех термодинамических величин от $\varepsilon_{\text{деф}}$ не только качественно, но и количественно хорошо соответствует эксперименту. До $\varepsilon_{\text{деф}} \approx 1,5-2,5\%$ наблюдается упругое (гуковское) поведение с модулем растяжения $E \approx 2.3$ ГПа и сжатия $E_{cm} \approx 2.6$ ГПа. На диаграммах виден зуб текучести с деформацией в максимуме $\varepsilon_y \approx 12-13\%$ при сжатии и растяжении. Напряжения в пределе текучести $\sigma_y^{cm} \approx 195$ МПа и $\sigma_y^p \approx 150$ МПа.



Зависимости совершаемой над образцом работы (1), изменения потенциальной энергии (2), выделяемой теплоты (3) и напряжения (4) от деформации при сжатии (а) и растяжении (б).

Основной вклад в общую накапливаемую при деформации стекла энергию вносят межмолекулярные Ван-дер-Ваальсовы взаимодействия (50-70% всей запасенной энергии). Вклад внутри-цепных поворотов невелик, и составляет от 12,5 (растяжение) до 25% (сжатие) от общей $\Delta U_{де\phi}$. Близкие вклады дает энергия раскрытия валентных углов цепей. Полученные результаты позволяют сделать важный вывод: деформационные дефекты с повышенной энергией возникают при деформации органических цепных стекол, в основном, за счет локальных изменений межцепных расстояний (межмолекулярная ΔU_{vw}). Вклад цепных поворотов и раскрытия валентных углов невелик, особенно при растяжении. Этот вывод подтверждает высказанное ранее предположение о том, что деформация стеклообразных полимеров не начинается с конформационного разворачивания цепей.

Рост энергии стекла связан, в основном, с падением его плотности в ходе деформации. Это значит, что среднее расстояние между цепями возрастает при деформации. Падение плотности наблюдается при сжатии и растяжении. Моделирование показывает, что зарождение деформациионных дефектов при нагружении, является кинетически лимитирующей стадией пластичности цепного стекла. Иными словами, стадия инициирования активных центров (носителей) пластичности, а не стадия разворачивания цепей является ключевой в неупругой деформации стеклообразных полимеров.

Деформированный образец после разгрузки макроскопически сохраняет значительную долю запасенной при нагружении энергии $\Delta U_{\text{деф}}$ и деформации $\varepsilon_{\text{ост.}}$. Это значит, что образовавшиеся при нагружении стекла новые возбужденные деформационные структуры не являются упругими состояниями.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 09-03-00230-а).

Литература

- 1. Robertson R.E. // J. Chem. Phys. 1966. V. 44. № 10. P. 3950.
- 2. Oleinik E.F. // High Performance Polymers / Ed. by E. Baer, S. Moet. Munich: Hauser, 1990. P. 79.
- 3. Лазуркин Ю.С., Фогельсон Р.Л. // Журн. техн. физики. 1951. Т. 21. № 3.
- 4. Allen M.P. and Tildesley D.J. // Computer Simulation of Liquids. Oxford, Clarendon, 1987.
- 5. Lemak A.S., Balabaev N.K. // J. Comput. Chem. 1996. V. 17. № 15. P. 1685.
- 6. Berendsen H.J.C., Postma J.P.M., Gunsteren W.F. et. al // J. Chem. Phys. 1984. V. 81. P. 3684.

УНИВЕРСАЛЬНЫЙ ПРИНЦИП ФРАКТАЛЬНОЙ ДЕЛИМОСТИ ТВЁРДЫХ ТЕЛ И СРЕД Макаров П.В.

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

UNIVERSAL PRINCIPLE FOR FRACTALITY OF SOLIDS AND MEDIA. Makarov P.V.

The mechanical response of solids and media to loading is considered as their evolution in the fields of applied forces. The criterion of universal fractal divisibility of solids and media is found.

Многочисленные исследования процесса разрушения различных геоматериалов, геосред, а в общем случае любых хрупких и пластичных материалов выполненные различными исследователями, а также собственные эксперименты [1, 2] показали, что процесс разрушения всех без исключения твёрдых тел и сред является самоподобным и упорядоченным иерархическим процессом, который начинается на межатомных масштабах и продолжается в случае геосред вплоть до размеров крупных блоков земной коры, включая тектонические плиты [2]. Этот самоподобный процесс разрушения подчиняется установленному принципу универсальной фрактальной делимости твёрдых тел и сред [1, 2]. Также показано, что деформация и разрушение различных материалов и сред развиваются по сходным сценариям [2, 3], а формирующиеся в результате такой эволюции структурные элементы (блоки) являются результатом процессов самоорганизации. Так деструкция углей была изучена пятью независимыми методами [1]: 1) атомно-силовой микроскопией; 2) седиментационным методом; 3) методом ситового анализа фракционного состава разрушенных материалов; 4) анализом оптических изображений поверхностей изломов материалов; 5) непосредственным измерением формы и масштабов фрагментов разрушения.

Степени числа	Найденные	ĺ			
Ф х 10 (мкм)	масштабы				
$10x\Phi^{-8}=0,213$	150÷250нм +				
$10x\Phi^{-7}=0,34$	300÷400нм —				
$10x\Phi^{-6}=0,557$	450 ÷600нм +				
$10x\Phi^{-5}=0,90$	0.7 ÷1мкм —				
$10x\Phi^{-4}=1,459$	1.2 ÷2мкм +	1			
$10x\Phi^{-3}=2,36$	2 ÷3мкм –				
$10x\Phi^{-2}=3,8197$	3 ÷4мкм +				
$10x\Phi^{-1}=6,18$	6 ÷7мкм –		2		
$10x\Phi^0 = 10,00$	10мкм +				
$10x\Phi^{l}=16,18$	(15÷17)мкм —				
$10x\Phi^2 = 26,18$	25 ÷27мкм +				
$10x\Phi^3 = 42,359$	(35 ÷45)мкм —				
$10x\Phi^4 = 68,539$	55 ÷70 мкм +				4
$10x\Phi^5 = 110,896$	(100÷120)мкм—			3	
$10x\Phi^{6}=179,435$	160 ÷180мкм +				
$10x\Phi^7 = 290,320$	(280 ÷300)мкм —				
$10x\Phi^8 = 469,76$	400 ÷500мкм +				

Таблица 1. Масштабы разрушения углей

1 – данные атомно-силовой микроскопии.

2 – данные седиментационного анализа.

3 – данные ситового анализа.

4 – данные анализа оптических изображений поверхностей изломов.

Этими методами было изучено более 10 различных типов углей и несколько минералов. На рис. 1 показаны характерные масштабы разрушения угля, полученные методом фрактального анализа оптического изображения. Изломы на кривой на рис. 1 показывают характерные масштабы разрушения. Полученные разными методами масштабы разрушения углей сведены в таблицу 1. Каждый последующий масштаб в Φ =1.618... раз больше предшествующего. Минимальные расстояния оказались равными межатомному расстоянию. Универсальность установленного

принципа фрактальной делимости твёрдых тел очень ярко демонстрируют эксперименты по ударноволновому нагружению металлов [4]. Смены дислокационных структур в Al и Cu происходят на расстояниях от поверхности нагружения, идеально соответствующих найденному принципу фрактальной делимости [2]. Так в ударно-нагруженной меди смена структур наблюдалась на следующих масштабах: 1.8 мм, 4.7 мм, 7.6 мм. Отношения полученных масштабов полностью соответствует универсальному принципу фрактальной делимости: **1.8 MM**×1.618=2.91 MM, 2.91 мм×1.618=**4.71 мм**, **4**.71 мм×1.618=**7.62 мм**. Минимальный масштаб *а* равен: 1.8×10⁷ $Å/\Phi^{32} \approx 3.6955 Å$ и соответствует параметру решётки меди: *a*=3.6147Å. Подобные результаты получены и для алюминия [4]. В Al смена сформированных ударной волной дислокационных структур происходила на следующих масштабах (расстояниях от поверхности нагружения): 2мм ~ 3-3.5мм ~ 5.3мм ~ 8-9мм ~ 13.7-14мм. Минимально возможный масштаб равный, например, $a=13.7 \times 10^7$ Å / $\Phi^{36} \approx 4.1057$ Å. Параметр решетки алюминия **å**=4.0414 Å.





Рис. 1. Масштабы разрушения угля в диапазоне 4–95 мкм. Выявлены масштабы L=10мкм и L=25–27мкм (точки А и В на график).

Рис. 2. Схема смены структур в меди.

Установленному принципу универсальной фрактальной делимости подчиняются процессы разрушения и неупругой деформации всех материалов. Размеры дефектов, а также энергии их образования [5, 6] и расстояния между полюсами локализованной неупругой деформации укладываются в найденную закономерность. Во всех случаях минимально возможный масштаб хорошо коррелирует с характерными межатомными расстояниями материалов. Таким образом, деструкция всех материалов и сред начинается на межатомных расстояниях, все последующие масштабы нарастают, следуя известному природному принципу роста (убыли): каждый последующий масштаб есть сумма двух предыдущих.

Список литературы:

1. Макаров П.В., Смолин И.Ю., Стефанов Ю.П., Кузнецов П.В., Трубицын А.А., Трубицына Н.В., Ворошилов С.П., Ворошилов Я.С. Нелинейная механика геоматериалов и геосред. – Новосибирск: «Гео», 2007. – 237 с.

2. Макаров П.В. Эволюционная природа блочной организации геоматериалов и геосред. Универсальный критерий фрактальной делимости // Геология и геофизика. – 2007. – Т. 48. – № 7. – С. 724-746.

3. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твёрдых тел и сред // Физическая мезомеханика. – 2008. – Т. 11. – № 3. – С. 19-35.

4. Добромыслов А.В., Козлов Е.А., Талуц Н.И. Влияние сферически сходящихся ударных волн на высокоскоростную пластическую деформацию монокристалла меди // Proc. Int. Conf. "Sock waves in condensed matter", St. Petersburg, 2006а, р. 21–28.

5. Башкаров А.Я., Веттегрень В.И., Светлов В.Н. Иерархия статистических ансамблей нанодефектов на поверхности напряженного молибдена // Физика твердого тела, 2002, т. 44, вып. 7, с. 1260–1265.

6. Ботвина Л.П., Опарина И.Б., Новикова О.В. Анализ процесса накопления повреждений на различных масштабных уровнях // Металловедение и термическая обработка металлов, 1997, № 4, с. 17–22..

МОДЕЛЬНЫЕ ОЦЕНКИ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССОВ ПОВЕРХНОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Маленко П.И.

Россия, ГОУ ВПО "Тульский государственный университет", e-mail: malenko@tsu.tula.ru

MODEL ESTIMATIONS KINETICS OF PROCESSES OF SUPERFICIAL DESTRUCTION FRICTION OF SURFACES

Malenko P.I.

The various approaches to the description kinetics of processes superficial damageability are considered.

Существуют принципиально различные подходы к описанию кинетики процессов поверхностной повреждаемости [1].

Механический подход предусматривает создание моделей в рамках теории упругости и пластичности на основе представлений механики о материале, как о сплошной среде, наделенной свойствами однородности и изотропности, идеальными упругостью и пластичностью.

В соответствии с подобными статическими представлениями в модели вводятся понятия о пределах упругости, текучести, прочности и усталости в форме некоторых физических констант данного материала. Указанные свойства твердых тел обычно определяют экспериментально в условиях одноосного напряженно-деформированного состояния. Для учета более сложного состояния вводятся представления о критериях предельных состояний или критериях эквивалентности напряженных состояний, имеющих, как правило, геометрическое истолкование или энергетическую интерпретацию. Материал предлагается рассматривать также как дискретную атомно-молекулярную систему с привлечением некоторых понятий о реальной кристаллической структуре. При анализе триботехнических систем в режимах перехода от допустимого изнашивания к повреждаемости делается попытка описывать процессы в рамках структурно-чувствительных статических оценок.

Реологический подход, рассматривающий процессы разрушения как некоторые кинетические процессы, представлен рядом количественных моделей и соответствующих им кинетических уравнений. Путем комбинации в различных сочетаниях свойств упругости конструируются определенные гопотетические среды, поведение которых качественно отождествляется с реальными материалами для конкретных условий эксплуатации.

Кинетическая концепция связана с предположениями о термоактивационной природе механического разрушения твердых тел. При этом само разрушение рассматривается как процесс постепенного накопления в деформируемых объемах материала флуктуации тепловой энергии, причем предполагается эмпирическая зависимость долговечности от температуры и внешних напряжений.

Следствием данного кинетического подхода явилось использование в моделях повреждаемости закономерностей микромеханики разрушения. При этом задача сводится к решению вопросов о зависимости разрушения от напряженного состояния в связи с динамикой дефектов субструктуры, разработке расчетно-аналитических методов прогнозирования долговечности в конкретных условиях эксплуатации. В связи с кинетическим подходом для описания поверхностных эффектов стали использовать так называемые критериальные оценки. Задача при этом сводится к нахождению такой физической характеристики материала, которая интегрально, и по возможности с максимальным приближением, отражала бы все протекающие в деформируемых объемах изменения. В связи с этим делается попытка обосновать так называемый критерий износостойкости деталей, основанный на комплексной оценке структурного состояния материала и предлагаемый для выбора материалов при различных видах трения, а также контроля качества изготовления.

Для описания процессов поверхностного разрушения в практике нашли применение феноменологические и статистические методы. Из более универсальных подходов к проблеме повреждаемости перспективным является использование законов статистической физики и кинетики, а также термодинамики необратимых процессов.

Феноменологические модели простого типа, когда повреждаемость в пределах конкретного механизма изнашивания связывается с определенным свойством материала, страдают рядом существенных недостатков по возможности достоверного и корректного описания реальных процессов повреждаемости в материалах.

Существует также несколько частных феноменологических подходов к описанию кинетики процессов разрушения. В наиболее простом варианте предполагается, что скорость повреждаемости при заданной температуре зависит от внешних напряжений, а критический уровень повреждаемости, определяющий разрушение, принимается постоянным или тоже зависящим от внешних напряжений. В этом случае повреждаемость оказывается линейной функцией времени, то есть принимается, что разрушение материала носит абсолютно необратимый характер, а зарождающиеся и накапливающиеся в повреждающихся объемах материала различные дефекты являются стабильными. Более перспективным для пластичных материалов, характеризующихся выраженными явлениями возврата дефектов, следует предполагать феноменологический подход, в котором учитывается влияние имеющихся в материале повреждений на его способность к дальнейшему их накоплению.

Достоинством имеющих все большее применение так называемых кумулятивных энергетических теорий является возможность учета определенного комплекса определяющих изнашивание факторов. Энергетическая кумулятивная концепция построена на так называемой удельной энергии разрушения е* и в качестве нормируемого признака повреждаемости использует объем или массу изношенного материала.

Помимо энергетического подхода по удельной плотности энергии разрушения можно выделить направление, связанное с удельной плотностью внутренней энергии, обусловленной формированием повреждаемости структуры. Основополагающим для такого энергетического подхода является допущение, что разрушение ассоциируется с достижением критической плотности внутренней энергии или с работой деформирования кристаллов до разрушения. Критериями оценки удельной плотности внутренней энергии могут быть контролируемая структурная повреждаемость, расчетные предельные деформационно-гистерезисные характеристики материала, кинетические параметры роста трещины и некоторые другие менее информативные факторы.

Одним из основных недостатков большинства энергетических гипотез повреждаемости является то, что вводимый с целью количественных ее оценок критерий е* по своей природе является ненаблюдаемой величиной. Проверка этих подходов является экспериментально трудоемким делом. Вводимое в е*-критерий содержание, с одной стороны, недостаточно отражает физическую природу и сущность процесса повреждаемости. С другой же, если параметр е* обоснован на более высоком физическом или структурном уровне, выявляется чрезмерная сложность математического аппарата теории.

Новые перспективы в расчетной оценке интенсивности изнашивания материалов открываются в связи с применением подходов термодинамического метода необратимых процессов. Предлагаются критериальные величины удельной работы поверхностного разрушения е^к для различных классов материалов и конкретных механизмов изнашивания, полученные исходя из представлений о самоорганизации и структурно-энергетической приспособляемости материалов. Исходя из подобных же представлений на основании анализа энергетических переходов были получены уравнения, связывающие кинетику некоторых механизмов трения с циклическими процессами увеличения и рассеяния внутренней энергии. Аналогичные возможности по комплексированию и формализации функциональных параметров, отражающих свойства материалов и условия изнашивания, предоставляет более сложный энергетическо-энтропийный подход к процессам самоорганизации трибосистем. На основании анализа представления трения как о нелинейном необратимом процессе преобразования энергии и энтропии в термодинамически незамкнутую 2-х уровневую структуру с информативной обратной связью функции рассеяния предлагается энтропийный критерий деградации. При этом критической величине плотности энтропии, связываемой с разрушением материала, придается смысл физической константы для данного материала. Недостатком настоящего подхода является то, что в отличие от энергетических, этот принцип в общем случае не может быть представлен в интегральной форме и является оператором в силу того, что допускает "дискретный" перебор определенных состояний материала. По этой причине разработанные на основании энтропийно-энергетического подхода информационные модели отражают только основные закономерности триботехнических процессов и не позволяют иметь расчетные количественные зависимости. С другой стороны, существуют и некоторые принципиальные уточнения базового термодинамического подхода.

Список литературы.

1. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. - М.: Машиностроение, 1987. - 304 с.

РАСЧЕТ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПО ТЕОРИИ ПРЕДЕЛЬНОГО РАВНОВЕСИЯ Мангушева А.Р.

Россия, Казанский архитектурно-строительный университет, alinamr@mail.ru

CALCULATION OF DURABILITY CHARACTERISTICS OF COMPOSITE MATERIAL UNDER THE THEORY OF LIMITING BALANCE

Manguseva A.R.

Russia, Kazan state university of architecture and engineering, alinamr@mail.ru Summary

The technique of the task decision about plastic two axes a lengthening of fabric composite material cell is resulted. Results are shown as the diagrams.

Приведена методика решения задачи о пластическом двухосном растяжении ячейки пленочно-тканевого композиционного материала. Результаты представлены в виде графиков.

Рассматривается ячейка пленочно-тканевого композиционного материала (ПТКМ), которая представляет собой ткань из высокопрочных синтетических тканей и пленочного покрытия (матрицы) из эластомеров или термопластов. Для анализа ПТКМ можно рассмотреть его представительный элемент, изображенный на рисунке 1.





Рис. 1. Элементарная ячейка пленочно-тканевого композита

Рис. 2. Зависимость силы Рстат от числа итераций

Рассмотрим условие текучести, являющееся обобщением критерия Мизеса на случай ортропного материала, который можно представить в виде:

$$f(\sigma) = \sigma^T A \sigma^T \tag{1}$$

Здесь А - симметрическая положительно определенная матрица. При рассмотрении соотношений закона пластического течения в форме:

 $\sigma = \frac{A^{-1}\xi}{\sqrt{\xi^T A\xi}}, \qquad \xi = \frac{\partial \varepsilon^{(p)}}{\partial t}$

$$E = \frac{A^{-1}}{\sqrt{\xi^T A \xi}}$$
(3)

На основе вышеизложенного, разработана методика решения полученной задачи методом итерационного уточнения матрицы Е на каждом шаге по перемещениям. Картина сходимости решения приведена на рисунке 2. Видно, что сходимость метода очень быстрая.

На рисунке 3 приведены предельные кривые в пространстве усилий растяжения.

DFMN-2009

(2)
INSTRON «Разницу можно измерить»



Рис.3. Зависимость силы Рстат от геометрических характеристик

Поскольку для большинства материалов при больших деформациях появляется упрочнение, то необходимо учитывать изменения предела текучести. В данной работе используется теория изотропного упрочнения, тогда соотношение примем в виде $\sigma_T = \sigma_{T_0} (1 + C^* \varepsilon_i)$, где ε_i -интенсивность деформации, σ_{T_0} - предел текучести. Результаты приведены на рис.3





Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 08-01-00628

ИЗУЧЕНИЕ НДС В ОКРЕСТНОСТИ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ КАЧЕНИЯ МЕТОДАМИ ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ Матвиенко Ю.Г., Бубнов М.А.

Россия, Институт Машиноведения РАН им. А.А.Благонравова, aviacapellan@mail.ru

STRESS-STRAIN STATE NEAR CRACK TIP RESEARCH BY MEANS OF PHYSICAL-MATHEMATICAL MODELING OF ROLLING CONTACT WEAR PROCESS Matvienko Yu.G., Bubnov M.A.

Stress-strain state of rotary axle with crack has been analyzed in this research by means of 3D computer modeling. LS-DYNA 3D hydrocode was used.

Tearing of surface layers and stress redistribution near crack tip has been observed. It should be noted that there is effect of stress triaxiality ahead of the crack tip on the crack initiation.

Посредством трехмерного численного моделирования проведен анализ напряженнодеформированного состояния (НДС) вращающегося вала с трещиной в условиях повышенных нагрузок и заклинивания.

При проведении расчетов использовался пакет прикладных программ ANSYS 10.0 американской фирмы ANSYS Inc., содержащий высоконелинейный решатель LS-DYNA 3D, описание которого приведено в [1,2]. Среда ANSYS использовалась в качестве пре-процессора и сеточного генератора.

Посредством указанных выше программных средств выполнено конечно-элементное моделирование процесса аварийного останова вала при наличии структурного дефекта типа «радиальная поверхностная трещина». Данная задача актуальна при расчетах аварийных режимов работы вращающихся деталей механизмов и машин, в том числе валов тяговых электродвигателей, двигателей внутреннего сгорания (в том числе авиационных, автомобильных), опор качения (подшипников), прогнозировании последствий аварийного останова. Процессы повреждения поверхностных слоёв сопровождаются взаимодействием трущихся поверхностей качения с интенсивным их износом, обусловленным, в первую очередь, значительными контактными усилиями и увеличением сил трения на контакте за счет глубокого зацепления микронеровностей. Кроме того, угловая скорость вращения интенсивно затухает. Соотношения, справедливые для установившегося изнашивания трущихся поверхностей, в данном случае теряют силу и неприменимы, поскольку получены исходя из квазистатического или циклического нагружения вала с дефектом. В данном случае, в отсутствии смазки, имеет место явление сверхмалоцикловой усталости (разрушение может наступать на первом десятке циклов нагружения, или даже на первом цикле).

Использовался лагранжев подход к рассмотрению течения среды [3]. Расчетная схема задачи имеет следующий вид. Вал вращается вокруг своей оси с угловой скоростью ω , затухающей под воздействием сил трения, и опирается на три ролика, ограниченные неподвижным корпусом и поджимаемые к валу с усилиями Р. Вал имеет дефект. Он моделирует наличие поверхностных усталостных трещин, вызванных длительной эксплуатацией. Задача решается в квазидвумерной постановке, влияние осевых эффектов на динамические поля напряжений и деформаций не учитывается. Геометрические размеры схемы следующие – диаметр вала 200 мм, диаметр роликов 20 мм, толщина стенки наружного корпуса 25 мм.

Для описания поведения материала вала в первом приближении используется идеальноупругопластическая модель.

Направление развития трещины в случае ее роста определяется направлением действия максимальных главных напряжений. Механические свойства материалов варьируются для различных расчетных вариантов в следующих диапазонах: динамический предел текучести [300-1500 МПа], предельная эквивалентная пластическая деформация [0,05-0,2].

Размерность расчетной модели составляет около 200000 конечных элементов гексаэдрического типа. В зоне дефекта и вблизи наружной поверхности вала сетка имеет сгущение по сравнению с центральной частью вала, отношение характерных размеров ячеек в зоне сгущения и в основной сетке составляет примерно 1/5. Время расчета одного варианта на ПК с двухядерным процессором AMD Athlon 64 составляет примерно 80 часов.

По результатам моделирования получена картина НДС вала при динамическом взаимодействии с роликами.

Раннее заклинивание, выявленное при моделировании, определяется набором физикомеханических свойств контактирующих материалов, и может привести к разрушению как вала, так и роликов. Прирост потенциальной энергии деформации, идущей в конечном итоге на рост и продвижение трещины, происходит только при взаимодействии трещины с роликом. В процессе обкатывания происходит смыкание берегов трещины, в связи с чем значительный интерес представляет распределение напряжений по ширине трещины. Расчетным путем определены степень влияния механических характеристик вала и угловой скорости его вращения на число циклов до заклинивания, установлены режимы останова, исключающие разрушение вала. Используемая методика также позволяет определять характеристики изнашивания контактирующих материалов.

По результатам моделирования отмечено значительное влияние на характер роста трещины коэффициента трехосности НДС в окрестности ее вершины. Для его точного определения требуется существенное сгущение сетки в зоне вершины, для выбранной геометрии задачи до характерного размера ячейки в 0,1мм.

Литература

- 6. LS-DYNA Keyword users's manual. V.970. LSTC, 2003.- 1556 p.
- 7. LS-DYNA theory manual / LSTC, 1992. 498 p.
- 8. К.П. Станюкович. Неустановившиеся движения сплошной среды. М.: Наука, 1971. 856 с.

ГЕОМЕТРИЯ СТРОЕНИЯ (МАКРО, МИКРО И НАНО) СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА С ПОЗИЦИЙ ТЕОРИИ ЭВОЛЮЦИОННЫХ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫХ ФОРМ Мельников С.В.

Россия, Институт механики сплошных сред УрО РАН (Пермь),msv@icmm.ru

GEOMETRY OF THE CONSTRUCTION OF STRUCTURES A MATERIAL (MACRO, MICRO AND NANO) FROM POSITIONS OF THE THEORY OF EVOLUTIONARY DIFFERENTIAL FORMS Melnikov S.V.

The paper shows that the main feature distinguishing nanomaterials from the traditional materials is the existence of a stable two-dimensional variety – the surface that specifies a nanostructural construction in a three-dimensional space.

В работе показано, что основным элементом, отличающим наноматериалы от традиционных материалов, является наличие устойчивого двумерного многообразия – поверхности, задающей наноструктурную конструкцию в трехмерном мире.

Свойства материала как композит-конструкции зависит не только от свойств его структурных компонентов, но и от геометрии их взаимного расположения. Понимание исторически все возрастающей роли этой геометрии в формировании свойств современных материалов можно проследить, рассмотрев приводимую ниже таблицу.

Таблица сравнения двух подходов в изучении процессов деформирования и структурного строения материала

Механика сплошных сред		Теория дифференциальных форм			
Основные		k	Общий вид форм	Изменяемость	
уравнения	Гипотезы о			структуры и	
$\boldsymbol{\sigma} = U(\boldsymbol{\varepsilon})$	постоянстве	0	$\boldsymbol{\omega}^0 = U(x^i)$	коммутаторы	
	структуры				
$d\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial U}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} d\boldsymbol{\varepsilon}$	Однородность	1	$\boldsymbol{\omega}^1 = u_i dx^i$	$K_{ij} = 0$	
$rotrot \boldsymbol{\varepsilon} = 0$	Сплошность	2	$\boldsymbol{\omega}^2 = u_{ij} dx^i \wedge dx^j$	$K_{ijk} = 0$	
$div \sigma = 0$	Равновесность	3	$\boldsymbol{\omega}^3 = u_{ijk} dx^i \wedge dx^j \wedge dx^k$	$K_{ijkl} = 0$	

1. Макроподход. В механике сплошных сред геометрия структуры задается тремя балансовыми законами сохранения Ньютона: однородность-сохранение импульса для поступательного движения; сплошность - сохранение импульса для вращательного движения; равновесность-сохранение энергии. Однако Гуковская линейность этих законов явно выражена лишь в теории дифференциальных форм, где геометрические элементы ориентированного базиса изначально линейны: dx^i - прямые отрезки; $dx^i \wedge dx^j$ - плоские площадки; $dx^i \wedge dx^j \wedge dx^k$ - кубики-объемы. А чтобы эта геометрия удовлетворяла общепринятым гипотезам компоненты базиса ($u_{\alpha..\omega}$) должны быть такими, чтобы образованные из них коммутаторы ($K_{\alpha..\omega}$) равнялись бы нулю. (Условие интегрируемости Э. Картана).

2. Микроподход. Появление композитов заставило рассматривать геометрию структуры на двух уровнях. В модели микронеоднородного тела С.Д. Волкова геометрия микроуровня должна быть статистически однородной в широком смысле. Тогда на основе локальной эргодичности реально микронеоднородное тело на макроуровне становится однородным ($K_{ij} = 0$). С этой же целью (установления связи между микро и макроуровнями) вводятся промежуточные объекты: представительный объем по С.Д. Волкову или мезоэлемент, введенный А.Д. Аксельрадом (конгресс IUTAM 1976 г.). В качестве количественной характеристики геометрии строения микроуровня используется концентрация <u>линейных</u> структурных элементов, технологически используемых при

создании композита (зернистые, волокнистые, слоистые элементы). Определяя так внутреннюю геометрию мезоэлементов, рассчитывают основную механическую характеристику одномерного макро многообразия – макромодуль. Внешняя геометрия двумерных макро и микро многообразий, отвечающая за целостность материала, не учитывается, т.к. полагается, что мера таких обобщенных поверхностей равна нулю ($K_{iik} = 0$).

3. Наноподход. Появление наноматериалов заставляет пересмотреть роль структурной геометрии в формировании свойств материалов. Целесообразно рассмотреть эту роль в двух аспектах.

Во-первых, балансовые законы сохранения по своей природе являются некоммутативными. Так как (линейные в рассмотренных подходах) внешние воздействия (dx,..) на структурные элементы (или на мезоэлементы), определяемые структурой их внешнего окружения, и изменения структуры материала (u,...), определяемые технологами-материаловедами, имеют разную физическую природу. В [1,2] показано, что живучесть материала, как композит-конструкции зависит не только от жесткости внешнего окружения, как нагружающего устройства, но и от масштабного соотношения.

Во-вторых, предполагаемая в рассмотренных подходах линейность может быть нарушена как изначально, так и в процессе деформирования. Примером изначально имеющейся нелинейности в материалах является открытие фуллерена, наличие в котором структурного нелинейного элемента с осью симметрии 5-го порядка (двумерного многообразия) обеспечивает не только несплошность, но и хорошую живучесть в трехмерном мире. А проявление нелинейности одномерных многообразий приводится на многочисленных диаграммах деформирования.

В математике нелинейный мир ассоциируется с фрактальным миром. Интересно, что в этом случае дробная (или фрактальная) размерность множества, описывающего соответствующее многообразие, определяется на основе покрытия его линейными элементами: отрезками, квадратами, кубиками. Технологически конструкционные материалы относятся к классу мультифракталов, обладающих спектром статистических свойств. А степень несоответствия вероятностей заполнения многообразий линейными элементами является характеристикой их неоднородности.

В теории дифференциальных форм многообразия разной размерности связаны зависимостью $\omega^p = d\omega^{p-1}$, где d-оператор внешнего дифференцирования можно интерпретировать как векторный поток через границу многообразия меньшей размерности. Эта зависимость допускает ее вероятностное обобщение на мультифракталы.

Литература

1. Мельников С.В. Наноэффекты и необходимость структурной модификации континуальной механики с помощью эволюционных дифференциальных форм \\ Вестник Пермского университета Математика. Механика. Информатика. Вып.7(12) 2007, с.118-122.

2. Мельников С.В., Пантелеев И.А. Приповерхностные слои структурных элементов нанокомпозитов как важный структурный уровень деформации // Сб. науч. тр. / Перм. гос. техн. ун-т, Пермь. – 2003. – №11. – С.167-175.

НОВАЯ ФОРМА КИНЕТИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ ДЛЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ Метлов Л.С.

Украина, Донецкий физико-технический институт НАН Украины, lsmet@kinetic.ac.donetsk.ua

NEW FORM OF KINETIC EQUATIONS FOR STRUCTURAL DEFECTS Metlov L.S.

A new form of kinetic equations for structural defects has been proposed. The classical Landau-Khalatnikov equation is not fit for generalization in cases when defect energy is strongly dependent of defect density. The approach is illustrated on the example of vacancy kinetics.

В неравновесной термодинамике необратимость связывается с некоторыми внутренними процессами, которые в большинстве случаев не конкретизируются [1]. Полагается, что они имеют флуктуационную природу. В то же время, в твердых телах этими внутренними процессами могут быть генерация и движение структурных дефектов под действием интенсивных внешних воздействий. При интенсивных внешних воздействиях протекают одновременно процессы энергетической подкачки и релаксации. Наличие дефектов приводит к тому, что релаксация с их помощью протекает не сразу посредством перехода организованной энергии в хаотическую тепловую, а проходит ряд промежуточных уровней и стадий. При генерации дефектов часть организованной энергии идет на формирование самих структурных дефектов, и они наряду с тепловым каналом образуют параллельный канал диссипации. В каком-то смысле они дуальны друг по отношению к другу, в том отношении, что тепловой канал диссипации связан с кинетическим движением атомов и молекул, структурные же дефекты связаны со статическим потенциальным полем тех же атомов и молекул. Аннигиляция структурных дефектов освобождает запасенную в них энергию, что позволяет рассматривать их, как некоторый промежуточный уровень общего релаксационного процесса.

Второй момент связан с тем, что в тепловую форму кинетическая часть энергии, возникшая в момент образования дефекта, переходит не сразу, а сначала излучается в форме низкочастотных колебаний и волн (акустическая эмиссия), которую можно рассматривать, как неравновесную подсистему теплового движения [2]. Затем эта часть энергии рассеивается на равновесных тепловых колебаниях (волнах), пополняя энергию последних, так что ее не может накопиться слишком много. Тем не менее, она играет важную роль в общем релаксационном процессе. Значение этой части можно сравнить со значением фронта волны, который хоть и занимает малую часть общего объема волны, но играет принципиальную роль в понимании всего процесса, о чем говорит большое количество исследований посвященных этому вопросу.

Для описания кинетики неравновесных переменных очень часто используется уравнение Ландау-Халатникова или уравнение Гинзбурга-Ландау. Это уравнение, предложенное первоначально для феноменологического описания в приближении среднего поля эволюции параметра порядка при фазовых переходах, часто распространяется и на другие объекты неравновесных процессов. В то же время, более тщательный анализ показывает, что это не всегда можно делать. Причем речь идет не о применимости или неприменимости его для сильно неравновесных процессов, для которых необходимо учитывать более высокие степени градиентов термодинамического потенциала, а о неприменимости по причине заложенных в него конструкции самого вида кинетического уравнения.

Эти особенности можно проиллюстрировать на частном примере твердых тел с вакансиями в качестве дефектов. Для таких систем имеется хорошо обоснованное с позиций статистической физики уравнение состояния, что значительно облегчает анализ проблемы в целом. Классическая теория вакансий была развита Френкелем и Кителем [3, 4]. В варианте, предложенном Френкелем, вводится свободная (конфигурационная) энергия, которая минимизируется в предположении, что энергия вакансии не зависит от плотности вакансий. Фактически, это означает рассмотрение задачи в линейном по плотности вакансий приближении. В квадратичном приближении выражение для внутренней U и конфигурационной свободной энергии F_c можно записать в виде:

$$U = U_0 + u_{V0}n - \frac{1}{2}an^2, \qquad F_c = U_0 + \frac{1}{2a}(u_{V0} - u_V)^2, \qquad (1)$$

где U_0 – внутренняя энергия безвакансионного кристалла, u_{V0} – энергия изолированной вакансии, a – коэффициент отвечающий за ослабление энергии вакансии, n – плотность (или количество) вакансий, u_V – энергия вакансии в текущем состоянии. Отметим, что собственным независимым

аргументом внутренней энергии является плотность вакансий, а собственным аргументом свободной конфигурационной энергии – энергия вакансии.

Графики обеих энергий в зависимости от их собственных аргументов приведены на рис. 1. Равновесному состоянию будут соответствовать не максимум и минимум этих энергий, а другое общее для обоих случаев состояние, в котором выполняются соотношения:

$$u_{Ve} = \frac{\partial U}{\partial n_e}, \qquad \qquad n_e = -\frac{\partial F_c}{\partial u_{Ve}}. \tag{2}$$

где u_{V_e} и n_e – равновесные значения соответствующих переменных.



Рис. 1 Графики внутренней (а) и свободной (б) энергии. Стрелками указано стремление системы к равновесному состоянию.

Если система отклонена от равновесного состояния, то она будет стремиться к нему с тем большей скоростью, чем сильнее отклонена:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = \gamma_n \left(\frac{\partial E}{\partial n} - u_{Ve} \right), \qquad \qquad \frac{\partial u_V}{\partial t} = -\gamma_u \left(\frac{\partial F_c}{\partial u_V} - n_e \right). \tag{3}$$

Оба варианта кинетического уравнения эквивалентны и их использование диктуется соображениями удобства. Форма кинетических уравнений (9) симметрична относительно использования внутренней и свободной конфигурационной энергии. Знаки в правой части (3) выбраны из соображений устойчивости решения – внутренняя энергия является выпуклой функцией своего аргумента, а свободная энергия – вогнутой. Уравнению Ландау-Халатникова

$$\frac{\partial n}{\partial t} = -\gamma \frac{\partial F_c}{\partial n} \tag{4}$$

свойственно некоторое противоречие, заключающееся в том, что оно записано в терминах свободной энергии, но эволюционирующая переменная в нем не является собственным аргументом свободной энергии. Однако, можно показать, что уравнение (4) можно получить из второго уравнения (3) в пределе независимости энергии дефекта от плотности дефектов. Таким образом, уравнение Ландау-Халатникова можно обобщать на другие типы дефектов, только при выполнении этого условия. В общем же случае, когда энергия дефекта зависит от плотности дефектов и сильно меняется в исследуемом процессе, например, в случае границ зерен в качестве дефектов в процессах интенсивной пластической деформации металлов, необходимо пользоваться более общей формой кинетических уравнений (3).

[1] Базаров И.П. Термодинамика. М.: Высшая школа, 1991. – 376с.

[2] Метлов Л.С. Неравновесная эволюционная термодинамика твердых тел // Вестник Донецкого национального университета. сер. А. Естественные науки. – вып. 2. – С. 209-223.

[3] Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. Л.: Наука, 1975. 592с.

[4] *Kittel Ch.* The way of the chemical potential // American Journal of Physics. -1967. - Vol. 35, No 6. - P. 483-487.

ДИФФУЗИЯ ПРИМЕСИ В ПЛАСТИНЕ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО НАГРУЖЕНИЯ Миколайчук М.А., Князева А.Г.

Россия, ИФПМ СО РАН, m.mikolaichuk@gmail.com

IMPURITY DIFFUSION IN A PLATE UNDER SINGLE-AXIS LOADING

M.A. Mikolaichuk, A.G. Knyazeva

The assembled model of impurity diffusion in a plate under single-axis loading has been formulated. There are two different stresses to diffusion influence mechanisms in the model. First of them is direct impurity transport under stress. Second mechanism is related with activation volume and activation energy conceptions.

В работе рассматривается пластина (L>>h>>б), находящаяся в условиях одноосного механического нагружения. Через одну из её поверхностей (z = 0) или с двух сторон в пластину проникает примесь.



Рис. 1 Схема рассматриваемой системы.

Нагрузка распределена равномерно по поверхностям пластины, перпендикулярным оси Оу (рис.1). Образец находится в условиях плоского напряженного состояния, компоненты тензора напряжений $\sigma_z, \tau_{xz}, \tau_{yz}$ равны нулю на обеих поверхностях пластины. Предположим, что это же условие справедливо внутри образца. Для получения качественных оценок в первом приближении можно ограничиться одномерным случаем, пологая, что нас интересуют напряжения только в узкой диффузионной зоне, отдаленной от поверхностей, к которым приложена нагрузка. В силу симметрии $\tau_{xy} = 0$ Напряженное состояние можно характеризоваться компонентами σ_x, σ_y , зависящими, как и компоненты тензора деформаций ε_x , ε_y , ε_z , только от координаты z. Задача о механическом равновесии пластины решена аналитически, найдены выражения для σ_x , σ_y , ε_x , ε_y , ε_z .

В рамках данной работы учтены два возможных механизма влияния напряжений на диффузионные процессы. Первый заключается в непосредственном переносе примеси под действием напряжений и, по сути, подобен массопереносу в жидкостях посредством бародиффузии. Второй механизм имеет своим следствием кажущееся изменение энергии активации диффузии при деформации кристаллической решетки основы. В конечном счете, решение задачи сводится к решению уравнения диффузии следующего вида

$$\frac{\partial \eta}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left[\left(D_0 + B_0 \eta \frac{12\mu K \Delta \alpha}{\lambda + 2\mu} \right) \frac{\partial \eta}{\partial z} - B_0 \eta \frac{6\mu K}{\lambda + 2\mu} (A + C) \right]$$

с граничными и начальными условиями

$$z = \pm \frac{\delta}{2} : \eta = \eta_0; \ z = 0 : \frac{\partial \eta}{\partial z} = 0; \ \tau = 0; \ \eta = 0,$$

где η - концентрация примеси в образце, D₀ - коэффициент самодиффузии, B₀ - коэффициент переноса под действием напряжений, λ,μ - константы Ламе, К - изотермический модуль всестороннего сжатия, Δα - разность коэффициентов концентрационного расширения примеси и основы, А и С - «константы» интегрирования, зависящие от $\eta = \eta_0$ геометрических параметров, приложенной нагрузки, механических X свойств и распределения концентраций.

Эта задача проанализирована численно.

При условии, что примесь может попадать в образец с четырех сторон, приходим к двумерной задаче (Рис. 2).



Рис 2. Двумерный случай. Нагрузка приложена перпендикулярно плоскости рисунка.

ВЛИЯНИЕ ВЫТОЧЕК И УТОЛЩЕНИЙ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛАСТИНЫ, ОСЛАБЛЕННОЙ КОГЕЗИОННОЙ ТРЕЩИНОЙ

Мирсалимов В.М., Оруджева Р.У.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, irakon63@hotmail.com

INFLUENCE OF BORES AND THICKENINGS ON THE STRESSED STATE OF THE PLATE WEAKENED THECOHESIVE CRACK Mirsalimov V.M., Orudzheva R.U.

The stressed state in a thin elastic isotropic plate for a case when near to the ends of a crack local changes in thickness of a plate are created is investigated. Effects of braking and steady development the cracks caused by changeability of thickness in the ends of a crack are established.

Пусть пластина ослаблена сквозной прямолинейной трещиной длиной 2ℓ в начале координат вдоль оси Ox при $|x| \le \ell$, y = 0. Рассматривается модель трещины при наличии областей, в которых берега трещины взаимодействуют. Полагаются, что эти области примыкают к вершинам трещины, а их размеры могут быть сравнимы с размером трещины. Считается, что в концевых зонах трещины действуют силы сцепления материала, непрерывно распределенные в концевой области трещины. Берега трещины вне концевых зон считаются свободными от внешних нагрузок. На бесконечности пластина подвергается однородному растяжению вдоль оси ординат $\sigma_y^{\infty} = \sigma_0$. Для торможения роста трещины вблизи ее концов создаются локальные изменения в толщине пластины. Такие локальные изменения в толщине пластины выполнимы технологически, как некоторые выточки, или наплавления (утолщения) материала.

Рассматривается тонкая упругая пластина постоянной толщины $2h_0$ всюду за исключением некоторых областей $S = S_1 + S_2$ вблизи концов трещины. Материал пластины принимается однородным и изотропным. Декартовы координаты x, y в срединной плоскости пластинки являются плоскостью симметрии. В области S толщина пластины представляет собой некоторую функцию координат. Толщина пластинки 2h(x, y) удовлетворяет условиям $0 < h_1 \le h(x, y) \le h_2$, где h_1 и h_2 – соответственно, наименьшее и наибольшее значение толщины пластинки в области S. Область S может иметь любые (но конечные размеры и конфигурации).

Выделим части трещины длиной d_1 и d_2 (концевые области), примыкающие к ее вершинам. При действии внешних нагрузок в связях, соединяющих берега трещины в концевых зонах, будут возникать в общем случае нормальные $q_y(x)$ и касательные $q_{xy}(x)$ усилия. Величины этих

напряжений заранее неизвестны и подлежат определению.

Граничные условия на берегах трещины имеют вид

$$\sigma_{y} - i\tau_{xy} = 0$$
 вне концевых зон трещины (1)

 $\sigma_{y} - i\tau_{xy} = q_{y}(x) - iq_{xy}(x)$ на берегах концевых зон трещины

Требуется найти решение системы уравнений [1] теории обобщенного плоско-напряженного состояния пластин переменной толщины, удовлетворяющих граничным условиям (1).

Основные соотношения поставленной задачи должны быть дополнены уравнением, связывающим раскрытие берегов трещины и усилия в связях. Это уравнение можно представить в виде

$$\left(\upsilon^{+}(x,0) - \upsilon^{-}(x,0)\right) - i\left(u^{+}(x,0) - u^{-}(x,0)\right) = C(x,\sigma)\left[q_{y}(x) - iq_{xy}(x)\right],\tag{2}$$

где $C(x,\sigma)$ – эффективная податливость связей; $\sigma = \sqrt{q_y^2 + q_{xy}^2}$ – модуль вектора усилий в связях; $(v^+ - v^-)$ и $(u^+ - u^-)$ – нормальная и касательная составляющая раскрытия берегов трещины, соответственно.

Решение задачи ищем методом возмущений.

Разработана методика приведения общих уравнений статического деформирования пластин переменной толщины со сквозной когезионной трещиной конечной длины к задачам плоской теории упругости.

Решение рассматриваемой задачи в каждом приближении получено путем сведения к краевой

задачи линейного сопряжения. Получено общее решение краевой задачи для пластины со сквозной когезионной трещиной, когда в концах трещины технологически выполнены малые выточки или утолщения. Рассмотрены наиболее распространенные на практике формы выточек и утолщений. Рассмотренные примеры демонстрируют новые эффекты торможения и устойчивого развития сквозных трещин, вызванные лишь переменностью толщины в концах трещины.

Литература

1. Mirsalimov V.M. Fracture of plates with variable thickness // Materials Science, 1996, v. 32, No3. P. 296 – 305.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТРЕЩИН С КОНЦЕВЫМИ ПЛАСТИЧЕСКИМИ ЗОНАМИ В ПОЛОСЕ ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ Мирсалимов М.В.

Россия, Тульский государственный университет irakon63@hotmail.com

INTERACTION OF CRACKS WITH END PLASTIC ZONES IN THE BAND OF VARIABLE THICKNESS Mirsalimov M.V.

The problem of mechanics of fracture for a band (beam) of the variable thickness weakened by system of through rectilinear cracks with plastic end zones when the band is bent in its plane by system of external loadings is considered.

Рассматривается однородная изотропная полоса (балка). Считается, что в полосе имеется N сквозных прямолинейных трещин длиной $2\ell_k$ (k = 1, 2, ..., N). Рассматривается модель трещины при наличии концевых зон в состоянии пластического течения при постоянном напряжении. Считается, что эти зоны примыкают к вершинам трещин, а их размеры могут быть сравнимы с размером трещин. Берега трещин вне концевых зон свободны от нагрузок. Декартовы координаты ху в срединной плоскости полосы являются плоскостью симметрии. Пусть на полосу действуют внешние нагрузки (изгибающие моменты, равномерно распределенное по длине полосы давление или сосредоточенные силы), расположенные в срединной плоскости полосы. Грани полосы, параллельные плоскости x0y, приняты свободными от внешних напряжений. В центрах трещин с концевыми зонами поместим начала локальных систем координат $x_k O_k y_k$, оси x_k которых совпадают с линиями трещин с концевыми зонами и образуют углы α_k с осью x. Рассматривается практически важный случай, когда трещины имеют малую длину ($\ell_k \ll c$, где c – ширина полосы). В этом случае напряженнодеформированное состояние в окрестности трещин можно с достаточной для практики точностью найти с помощью решения соответствующей задачи для плоскости $(c \rightarrow \infty)$ с трещинами, на берегах которых действуют усилия, определяемые в процессе решения. Полоса переменной толщины с трещинами находится в обобщенном плоско-напряженном состоянии.

Граничные условия в рассматриваемой задаче имеют вид:

$$\sigma_{y_{k}} - i\tau_{x_{k}y_{k}} = 0 \qquad \text{Ha } L'_{k} \ (k = 1, 2, ..., N)$$

$$\sigma_{y_{k}} - i\tau_{x_{k}y_{k}} = \sigma_{s} - i\tau_{s} \qquad \text{Ha } L''_{k} \qquad (1)$$

Считается, что толщина полосы (балки) 2h(x,y) удовлетворяет условиям $0 < h_1 \le h(x,y) \le h_2$. Функция толщины может быть представлена в виде [1, 2]

$$h(x, y) = h_0 [1 + \varepsilon \overline{h}(x, y)],$$

где $h_0 = (h_1 + h_2)/2; \ \varepsilon = (h_2 - h_1)/(h_1 + h_2)$

Решение системы уравнений статического деформирования полосы переменной толщины ищем [1, 2] методом возмущений.

Разработана методика приведения общих уравнений статического деформирования полос переменной толщины со сквозными прямолинейными трещинами с пластическими концевыми зонами к задачам плоской теории упругости.

Для нахождения комплексных потенциалов в каждом приближении используется метод, сущность которого заключается в построении в явной форме комплексных потенциалов, соответствующих неизвестным смещениям вдоль берегов трещин с концевыми зонами.

Сведением к системе сингулярных интегральных уравнений в каждом приближении получено решение соответствующей краевой задачи. При этом комплексные потенциалы, описывающие напряженно-деформированное состояние, выражены через раскрытие берегов трещин с концевыми пластическими зонами и функцию изменения толщины полосы. С помощью квадратурных формул типа Гаусса интегральные уравнения сведены к конечным алгебраическим системам уравнений. Изза неизвестных размеров концевых зон трещин полученные системы уравнений являются нелинейными. Для их решения использовали метод последовательных приближений.

Для определения предельного состояния полосы (балки), при котором начинает расти трещина, используется критерий критического раскрытия берегов трещины у основания x_{0k} концевой пластической зоны. Принимается, что разрыв связей на краю концевой зоны происходит при выполнении условия

$$\sqrt{\left[\nu_{k}^{+}(x_{0k},0)-\nu_{k}^{-}(x_{0k},0)\right]^{2}+\left[u_{k}^{+}(x_{0k},0)-u_{k}^{-}(x_{0k},0)\right]^{2}}=\delta_{c},$$
(3)
$$(k=1,2,...,N)$$

где δ_c - характеристика сопротивления материала развитию трещин.

Совместное решение полученных уравнений дает возможность (при заданных характеристиках материала) найти критическую внешнюю нагрузку, размеры концевых зон пластических деформаций для предельно-равновесного состояния вершин трещин.

Анализ предельно-равновесного состояния полосы переменной толщины при наличии трещин с концевыми пластическими зонами и действии силовой нагрузки сводится к параметрическому исследованию решения полученных алгебраических систем уравнений при различных механических и геометрических характеристиках полосы.

Построенная расчетная модель позволяет изменением параметров α_k и z_k^0 (k = 1, 2, ..., N) исследовать различные случаи расположения малых трещин в полосе переменной толщины на ее несущую способность.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Мирсалимов М.В. Решение задачи механики разрушения для полосы переменной толщины // Известия ТулГУ. серия: Актуальные вопросы механики, 2006. Т. 1, вып. 2. С. 241 247.
- 2. Мирсалимов М.В. Контактное взаимодействие берегов трещины при изгибе полосы переменной толщины // Механика машин, механизмов и материалов. 2007, №1. С. 56 59.

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ТОЛСТОСТЕННОГО ЦИЛИНДРА, ОСЛАБЛЕННОГО ПРОИЗВОЛЬНО РАЗМЕЩЕННОЙ ТРЕЩИНОЙ С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ПРИ НЕРАВНОМЕРНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ Мустафаев А.Б.

Азербайджан, Институт математики и механики Национальной Академии наук Азербайджана, irakon63@hotmail.com

THE STRESSED STATE OF THE THICK-WALLED CYLINDER WEAKENED BY ANY WAY PLACED CRACK WITH END ZONES OF PREFRACTURE AT THE NON-UNIFORM TEMPERATURE FIELD Mustafayev A.B.

The plane problem of mechanics of fracture for non-uniformly heated the thick-walled cylinder with a rectilinear crack with end plastic zones is considered.

Рассматривается плоская задача термоупругости для толстостенного цилиндра, ослабленного произвольно размещенной прямолинейной трещиной с концевыми зонами предразрушения при неравномерном тепловом поле. Пусть поперечное сечение цилиндра заполняет в плоскости z = x + iy область S, ограниченную извне окружностью радиуса R_1 , а изнутри окружностью радиуса R. Рассмотрим напряженно-деформированное состояние в кольцевой области S при неравномерном теплопроводности. Полагается, что распределение температуры T(x, y) известно из решения задачи теории теплопроводности. Полагается, что имеет место состояние плоской деформации. Пусть в сечении цилиндра имеется произвольно размещенная прямолинейная трещина с концевыми зонами предразрушения в состоянии пластического течения при постоянном напряжении. В центре трещины с концевыми зонами разместим начало локальной системы координат $x_1O_1y_1$, ось O_1x_1 которой совпадает с линией трещины и образует угол α_1 с осью Ox. Выделим участки трещины λ_1 и λ_2 (концевые зоны), примыкающие к ее вершинам в которых для данного материала имеет место пластическое течение при постоянном напряжении. Варанее неизвестны и подлежат определению. Вне концевых зон (во внутренней области трещины) берега трещины свободны от нагрузок.

Внешние усилия отсутствуют на границе кольцевой области *S*:

$$\sigma_r - i\tau_{r\theta} = 0 \qquad \text{при} \ |z| = R \tag{1}$$

$$\sigma_r - i \tau_{r\theta} = 0$$
 при $|z| = R_1$

Граничные условия на берегах трещины имеют вид

$$\sigma_{y_1} = 0; \quad \tau_{x_1 y_1} = 0 \qquad \text{ Ha } L'$$

$$\sigma_{y_1} = \sigma_s; \quad \tau_{x_1 y_1} = \tau_s \qquad \text{ Ha } L'',$$
(2)

где σ_r , σ_{θ} , $\tau_{r\theta}$ - компоненты тензора напряжений; L' - свободные берега трещины; L'' - берега трещины в концевых зонах.

Решение краевой задачи (1) – (2) ищем в виде суммы

$$\sigma_x = \overline{\sigma}_x + \overline{\overline{\sigma}}_x; \qquad \sigma_y = \overline{\sigma}_y + \overline{\overline{\sigma}}_y; \qquad \tau_{xy} = \overline{\tau}_{xy} + \overline{\overline{\tau}}_{xy}, \tag{3}$$

где $\overline{\sigma}_x$, $\overline{\sigma}_y$, $\overline{\tau}_{xy}$ - решение задачи термоупругости для кольцевой области *S* без трещины с концевыми зонами.

Для определения $\overline{\sigma}_x$, $\overline{\sigma}_y$, $\overline{\tau}_{xy}$ используем термоупругий потенциал перемещений F(x, y)

$$\Delta F(x, y) = \beta T(x, y), \qquad \beta = \frac{1+\nu}{1-\nu}\alpha$$
(4)

После решения дифференциального уравнения (4) методом разделения переменных, находим компоненты $\bar{\sigma}_x$, $\bar{\sigma}_y$, $\bar{\tau}_{xy}$ по известным формулам

$$\overline{\sigma}_{x} = -2\mu \frac{\partial^{2} F}{\partial y^{2}}; \qquad \overline{\sigma}_{y} = -2\mu \frac{\partial^{2} F}{\partial x^{2}}; \qquad \overline{\tau}_{xy} = 2\mu \frac{\partial^{2} F}{\partial x \partial y}$$
(5)

Для определения компонент тензора напряжений $\overline{\overline{\sigma}}_x$, $\overline{\overline{\sigma}}_y$, $\overline{\overline{\tau}}_{xy}$ имеем следующие граничные условия

$$\overline{\overline{\sigma}}_{r} - i\overline{\overline{\tau}}_{r\theta} = -(\overline{\sigma}_{r} - i\overline{\tau}_{r\theta}) \qquad \text{при} |z| = R \tag{6}$$

$$\overline{\overline{\sigma}}_{r} - i\overline{\overline{\tau}}_{r\theta} = -(\overline{\sigma}_{r} - i\overline{\tau}_{r\theta}) \qquad \text{при} |z| = R_{1} \tag{6}$$

$$\overline{\overline{\sigma}}_{y_{1}} - \overline{\overline{\tau}}_{x_{1}y_{1}} = -(\overline{\sigma}_{y_{1}} - \overline{\tau}_{x_{1}y_{1}}) \qquad \text{на } L' \tag{7}$$

$$\overline{\overline{\sigma}}_{y_{1}} - \overline{\overline{\tau}}_{x_{1}y_{1}} = \sigma_{s} - i\tau_{s} - (\overline{\sigma}_{y_{1}} - \overline{\tau}_{x_{1}y_{1}}) \qquad \text{на } L'', \tag{7}$$

Для решения краевой задачи (6) – (7) применяли метод Н.И. Мусхелишвили [1]. Используя формулы Колосова-Мусхелишвили, задача сводится к определению двух аналитических функций $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$. Строятся общие представления решения задачи. Удовлетворяя краевым условиям, решение задачи сводится к бесконечной системе алгебраических уравнений и одному сингулярному интегральному уравнению. Применяя процедуру алгебраизации [2] к сингулярному интегральному уравнению, получена конечная система алгебраических уравнений. Используя условия конечности напряжений в окрестности вершин трещины, найдены длины отрезков пластической зоны в зависимости от физических и геометрических параметров цилиндра. Получена зависимость критической длины трещины от интенсивности температурного поля, механических и геометрических параметров цилиндра. Меняя значения параметров α_1 и z_1^0 , характеризующих расположение трещины, можно исследовать различные случаи расположение трещины с концевыми зонами предразрушения в материале цилиндра.

Литература

- 1. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.
- 2. Мирсалимов В.М. Неодномерные упругопластические задачи. М.: Наука, 1987. 256 с.



СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ. І.СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПУЧКА Новоженова О.Г. Россия, ИМАШ РАН, info-viniti@yandex.ru

STATISTICAL ASPECTS OF FAILURE OF STRUCTURED MATERIALS. I.THE STATICAL STRENGTH OF BUNDLES Novoshenova O.G.

More then 60 years ago as alternative to the Weibull "a weakest link" model, the Daniels of "bundle" model was proposed. The fracture in structured materials is discussed using well-known fiber bundle models and probabilistic approach suited to smooth fluctuations near the critical point of fracture. Two limiting cases of load distribution are analyzed: the global transfer scheme, and the local transfer rule. In static a set of elements is located on a supporting lattice and one assigns to its elements a random strength threshold sampled from a probability distribution. The global and local load sharing rules for different types of probability density functions and geometry of clusters are considered, corresponding analytical and computer results are given. The use of bimodal distributions due to existence of different flaw (grain or interface) populations or the different effectiveness of the same flaw distribution, as a consequence of different locations, e.g. on the surface or in the volume, are discussed. The influence of the dispersion of the strength of the components on the mean and dispersion of bundles are shown.

Более 60-ти лет назад в качестве альтернативы модели слабейшего звена Вейбулла была предложена модель пучка Даниэлса. Рассмотрены модели разрушения структурированных материалов для различных законов распределения прочности (деформаций) элементов. При разрушении отдельных «волокон» в пучке рассмотрены два основных вида перераспределения нагрузки -равномерное на все уцелевшие волокна или локальное среди ближайших соседей. Обсуждены опубликованные результаты и автора для случаев аналитической или компьютерной оценки прочности структурированного материала. Особое внимание уделено использованию бимодальной функции распределения прочности, обусловленного наличием дефектов различной природы(зерно, граница раздела),поверхностные или объемные дефекты, однородное напряженное состояние или наличие концентратора и т.п. Показано существенное влияние дисперсии прочности составляющих элементов и объемов кластеров на прочность материала и ее дисперсию.



СТАТИСТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ. П.КИНЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПУЧКА Новоженова О.Г. Россия, ИМАШ РАН, info-viniti@yandex.ru

STATISTICAL ASPECTS OF FAILURE OF STRUCTURED MATERIALS. II.THE KINETICAL STRENGTH OF BUNDLES Novoshenova O.G.

A survey of stochastic models of fracture is given. The most general approach to the problem of fracture of structural materials is a kinetic one. Nonstationary loading, time lag of fracture, damage accumulation, main crack formation and development may be considered on the basis of kinetic models. Asymptotic formulas for probability distributions of the damage rate, failure stress, life time and other reliability and longevity parameters are discussed. A possibility of application of the proposed stochastic models to the reliability and size effect prediction in structured materials is shown. In addition, distributions of simultaneous elements failures-bursts-in loaded bundles were studied considering inertia and damping. It was found, that resulting burst size distributions have universal properties: all approach the power law $D_{\Delta} \sim \Delta^{-2.5}$ for larger burst sizes Δ . Momentary burst size distributions evolve with increasing damage and do not follow power laws but are still universal. The use of bimodal distributions due to existence of the two process disperse microfractures and local growth of macrocracks are discussed. The influence of the dispersion of components on the mean and dispersion of bundles kinetic strength are also shown.

стохастических моделей разрушения структурированных материалов, Дан обзор представляющих собой цепь пучков волокон (элементов, зерен). На базе кинетических молелей рассмотрены случаи нестационарного нагружения, времени до разрушения при ползучести, накопление повреждений(как рассеянное образование микротрещин по зернам или границам раздела),формирование основной трещины и ее распространение. Обсуждены полученные асимптотические формулы для распределения вероятности скорости повреждения, напряжения разрушения, долговечности и других параметров надежности и долговечности. Показаны возможности предлагаемых стохастических моделей для оценки надежности и масштабного эффекта в структурированных материалах. Рассмотрены возможности модели определения распределения одновременных разрушений зерен - скачков - при нагружении пучка, учитывающей эффекты инерции и демпфирования. Оказывается, результирующие распределения размера скачков имеют универсальный характер и описываются степенным законом $D_{\Lambda} \sim \Delta^{-2.5}$ для больших размеров скачка Δ. Для оценки долговечности структурированных материалов можно использовать бимодальную функцию распределения, учитывающую наличие двух видов разрушения – рассеянное накопление микроразрушений и рост макротрещины в процессе нагружения.

ДИСКРЕТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СИСТЕМ С ТЕРМОБАРЬЕРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ: ПРИЛОЖЕНИЕ МЕТОДА ВОЗБУДИМЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Бикинеев Г.Ш.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, mdd@ispms.tsc.ru

DISCRETE SIMULATION OF THERMO-BARRIER COATED SYSTEM BEHAVIOUR: APPLICATION OF SCTOCHASTIC EXCITABLE CELLULAR AUTOMATA METHOD Panin V.E., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Bikineev G.Sh.

Discrete numerical approach to computer-aided design of composites with thermo-barrier coating was developed on the basis of stochastic excitable cellular automaton method (SECA). Authors propose new simulation approach based on energy propagation and its transformation from one kind to another. It was shown that coating-substrate interface profile effects on durability of coated systems as well as material properties of composed media (such as elastic moduli and thermal expansion coefficients, adhesion etc.)

При разработке термобарьерных керамических покрытий на конструкциях, работающих в высокотемпературных плазменных потоках, главной задачей является решить проблему растрескивания и отслаивания хрупкого покрытия. Данная проблема связана с расчетом распределения нормальных и касательных напряжений на интерфейсе «покрытие—подложка». Подобная задача в одномерном приближении решалась в [1] на основе подходов континуальной механики. Было показано, что на интерфейсе двух разнородных сред с различными модулями упругости или коэффициентами термического расширения в полях внешних воздействий возникает синусоидальная модуляция нормальных и касательных напряжений. Распространение одномерной задачи на 3-хмерный случай в [2] привело к заключению о «шахматном» распределении сжимающих и растягивающих нормальных и касательных напряжений на интерфейсах разнородных сред.

В настоящей работе проведено моделирование поведения композиционного материала "термобарьерное покрытие – подслой – металлическая подложка", подвергающегося интенсивному термическому воздействию, методом возбудимых клеточных автоматов. Возбудимый клеточный автомат – это активный элемент, способный пробегать цепочку состояний и имитирующий некий элементарный объем среды. Толчком к переключению автомата служит приток энергии (тепловой, механической, радиационной и т.д.). Были заложены следующие состояния автомата: упругая деформация, неупругая деформация, частичная потеря связи с соседями («микротрещина»), («макротрещина»). разрушение Деформационные процессы стимулировались тепловым нагружением, т.е. величина деформации рассчитывалась, исходя из значения локальной температуры в автомате и значения КТР моделируемого материала в локальной области. Помимо дискретных состояний автомату приписывались дополнительные численные характеристики: упругие модули, коэффициенты Пуассона, термические свойства (теплоемкость, теплопроводность, КТР), температура, точка текучести и предельная деформация на разрыв.

Таким образом, в пределах одного клеточного автомата был реализован алгоритм сугубо локальной потери устойчивости материала. При перемещении теплового фронта автомат меняет свои характеристики и переключает состояние в зависимости от накопленной тепловой энергии сучетом взаимодействия с соседними автоматами. В дальнейшем эта энергия трансформируется в деформацию посредством термического расширения.

На базе предлагаемого SECA метода было проведено исследование влияния гетерогенности среды в виде резко выраженной границы раздела на распространение теплового фронта по глубине в трехмерном образце меди с нанесенным на него теплозащитным керамическим покрытием. Варьировались геометрия границы раздела покрытия и подложки, толщина покрытия, состав и толщина дополнительного промежуточного слоя между покрытием и подложкой.

Очень важным результатом проведенного моделирования является обнаружение сильного влияния геометрии интерфейса «покрытие-подложка» на вид температурного поля и распределение деформации в композите. Исследованы плоский, «шахматный» и зубчатый профили интерфейса.

Был проведен расчет для образца с плоской границей раздела с учетом повреждаемости покрытия и зарождения очагов неупругой деформации в медной подложке. Было показано, что нанесение десятимикронного слоя Al_2O_3 приводит к задержкам распространения теплового фронта более чем в десять раз по времени и к уменьшению разогрева подложки вблизи границы раздела в три раза по сравнению с идентичным медным образцом без покрытия. Тем не менее, плоская граница раздела привела к большой плотности очагов локализованной деформации медной подложки вдоль всего интерфейса, что с большой вероятностью приведет к отслаиванию покрытия как целого.

Численный эксперимент по моделированию теплового удара в тройной системе «плоское керамическое покрыие – молибденовый подслой – медная основа» показал, что, введение подслоя молибдена с промежуточным КТР между КТР керамики и меди приводит к уменьшению термических напряжений на обоих интерфейсах «кермика – модибден и «молибден – медь». Моделирование позволяет найти оптимум толщины подслоя молибдена при заданных параметрах теплового поля.

В следующем численном эксперименте было обнаружено, что граница раздела, имеющая «шахматную» геометрию, оказывает существенное положительное влияние на характер теплопереноса и распределение напряжений на интерфейсе «керамика – медь». В основе положительного эффекта лежат расщепление исходного уровня на два подуровня и введение в поле растягивающих напряжений на интерфейсе периодических зон сжимающих напряжений.

В целях дальнейшего исследования влияния геометрии границы раздела проводилось моделирование системы с «зубчатым» профилем интерфейса. Численный эксперимент показывает, что «зубчатость» интерфейса задерживает развитие неупругой деформации медного подслоя, что является положительным результатом, который подтверждает экспериментальную концепцию о положительном влиянии зубчатого интерфейса на механические характеристики покрытия. Были вскрыты причины положительного эффекта зубчатости: (1) разность длин Δ при нагревании за счет различия КТР корунда и меди распределяется на большую протяженность зубчатого интерфейса по сравнению с плоской границей раздела; (2) нормальная составляющая σ_n , действующая на покрытие с зубчатой границей раздела, меньше, чем в случае плоской границы, поскольку σ_n в данном случае есть не что иное, как проекция силы, действующей на поверхность зубца, а касательные напряжения σ_{τ} гасятся от граней AB и BC (рис.1.а).





Рис.1. Принципиальная схема сил, действующих на покрытие со стороны подложки (а) и результат численного эксперимента (б).

В целях дальнейшего повышения сопротивляемости тепловому удару была сконструирована система с зубчатым профилем границы раздела и дополнительным молибденовым подслоем. Показано, что сочетание двух благоприятных факторов – специфический профиль и молибденовый подслой позволяет существенно повышысить эффективность теплозащитного покрытия.

Предложенный подход позволяет осуществлять компьютерное конструирование новых материалов с термобарьерными покрытиями – как путем варьирования геометрии границы раздела, так и введением дополнительных промежуточных слоев – с целью повышения эксплуатационных характеристик конструкций, работающих в экстремальных условиях.

- 15. Cherepanov G.P. On the theory of thermal stresses in a thin bonding layer // J. Appl. Phys. 1995. V. 78. P. 6826–6832.
- V.E. Panin, D.D. Moiseenko, P.V. Maksimov and A.V. Panin. "Physical mesomechanics of a deformed solid as a Multilevel System. III. Inelastic precursor of plastic shear generation", Physical Mesomechanics V.10 N.1-2, 2007, pp. 15-24.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НАНОМАТЕРАЛОВ Перельмутер М. Н.

Россия, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, perelm@ipmnet.ru

MODELLING FRACTURE TOUGHNESS OF NANOMATERIALS Perelmuter M.N.

The substantial increasing of nanomaterials fracture toughness is based on the strengthening effects of reinforcements by nanostructures. The model of a crack with a large scale bridged zone is used to analyze the fracture toughness of these materials. The evaluation of mechanical parameters is performed on the basis of the fracture criterion for cracks with bridged zones. The estimations of the fracture toughness, the adhesion fracture energy and the external fracture stresses depending on the crack size are also presented.

Значительное увеличение трещиностойкости нанокомпозитов с полимерной или керамической матрицей обусловлено упрочняющим влиянием нанотрубок и наночастиц. Экспериментально установлено, что связи между берегами трещины, образованные нанотрубками и наночастицами, препятствуют развитию разрушения. Причем, в большинстве случаев размер части трещины занятой связями (далее - концевой области трещины) сравним с размером всей трещины [1-4]. Приближенные методы оценки трещиностойкости, основанные на рассмотрении трещины с малой концевой областью, при этом неприменимы.

В данной работе для описания прочности и трещиностойкости наноматериалов используется модель трещины с концевой областью. Участок ослабленных или нарушенных связей в наноматериале моделируется трещиной, между берегами которой действуют силы сцепления, обусловленные присутствием нановолокон или наночастиц, сдерживающих раскрытие трещины. Размер зоны взаимодействия берегов трещины (концевая область) может меняться в процессе роста трещины и не является малым по сравнению с размером всей трещины.

Математическое описание модели трещины с наноструктурными связями в концевой области состоит из двух основных этапов: а) определения закона деформирования связей в концевой области; б) анализа предельного равновесия трещины с учетом внешних нагрузок и усилий, возникающих в связях. Для связей между берегами трещины, образованных нановолокнами, в работе получен закон деформирования связей, основанный на рассмотрении сдвигового взаимодействия между нановолокном и матрицей. Система сингулярных интегро-дифференциальных уравнений для определения напряжений в связях и перемещений берегов трещины получена исходя из принципа суперпозиции для общего случая трещины, расположенной на границе между различными материалами. [5,6].

Анализ предельного равновесия трещины при действии внешних нагрузок и усилий в связях выполняется на основе двухпараметрического критерия разрушения [7,8]. Для формулировки критерия разрушения используются энергетические характеристики трещины – скорость высвобождения энергии деформации (СВЭД) и скорость потребления энергии деформации связями (СПЭД). В модели трещины с концевой областью обе эти величины зависят от свойств связей и размера концевой области трещины. Условием предельного равновесия вершины трещины является равенство величин СВЭД и СПЭД (первое условие разрушения), см. рис.1. Это условие является достаточным условием разрушения, а в качестве необходимого условия разрушения используется критерий предельного удлинения связи на краю концевой области. Исходя из этих двух условий разрушения, рассмотрены режимы докритического и квазистатического роста трещины в наноматериале: 1) вершина трещины продвигается, и размер концевой области нарастает без разрыва связей; 2) размер концевой области сокращается без продвижения вершины трещины; 3) вершина трещины продвигается с одновременным разрывом связей на краю концевой области. Последний режим соответствует квазистатическому росту трещины с выполнением обоих условий разрушения, из которых определяются размер концевой области трещины в состоянии предельного равновесия и критическая внешняя нагрузка.

В качестве примера использования двухпараметрического критерия разрушения рассмотрена задача о прямолинейной трещине при действии внешней нагрузки нормальной плоскости трещины и постоянными напряжениями в концевой области. Получены аналитические выражения для величин СВЭД и СПЭД, а также для критических разрушающих напряжений и размера концевой области трещины в состоянии предельного равновесия. В случае размера концевой области малого по

сравнению с размером трещины получены выражения, согласующиеся с известными макроскопическими моделями разрушения.

В случае напряжений в связях, зависящих от раскрытия трещины, расчет усилий в связях и раскрытия трещины, а также все этапы использования критерия разрушения, выполняются численно. Приведены расчетные зависимости трещиностойкости наноматералов, адгезионной энергии разрушения и критической внешней нагрузки от длины трещины для различных сочетаний свойств материалов и характеристик связей. Выполнен анализ влияния параметров связей (нанотрубок и наночастиц) на трещиностойкость наноматериалов.

Работа выполнена при частичной поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект №08-08-00798).

Список литературы

- 1. Qian D., Dickey E.C., Andrews R. and Rantell T., Load transfer and deformation mechanisms on carbon nanotube-polystyrene composites, *App. Phys. Let.* 76 (20) 2868 (2000)
- 2. Xia Z. at al. Direct observation of toughening mechanisms in carbon nanotube ceramic matrix composites, *Acta Materiala*, vol. 52, pp. 931-944 (2004)
- 3. Srivastava D., Wei C., Cho K. Nanomechanics of carbon nanotubes and composites, *App. Mech. Rev.*, vol. 56, no 2, pp.215-230 (2003)
- 4. Watts P.,C.P., Hsu W.K. Behaviours of embedded carbon nanotubes during film cracking, *Nanotechnology*, vol. 14, L7-L10 (2003)
- 5. Goldstein R.V., Perelmuter M.N. Modeling of bonding at the interface crack // International J. of Fracture. 1999. V. 99. №1-2. P. 53-79
- 6. Гольдштейн Р.В. Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами // МТТ, №1, 2001, С. 94-112
- 7. *Perelmuter M.*, Fracture criterion of cracks initiation and growth, pp. 653-665, In: Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures, Proceeding of the 16th European Conference of Fracture, Alexandroupolis, Greece, July 3-7, 2006
- 8. *Перельмутер М.Н.* Критерий роста трещин со связями в концевой области // ПММ. 2007. Т. 71. Вып. 1. С. 152-171



Рис. 1 Зависимости нормированных значений СВЭД ($G_{iip}(d, \ell)$) и СПЭД ($G_{bond}(d, \ell)$) от относительного размера концевой области трещины. Точка пересечения графиков определяет размер концевой области трещины в состоянии предельного равновесия

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ Петров М. Г.

Россия, Сибирский научно-исследовательский институт авиации имени С. А. Чаплыгина, markp@risp.ru

SIMULATION OF INELASTIC DEFORMATION PROCESS OF MATERIALS AND PREDICTION OF FATIGUE FAILURE Petrov M. G.

Russia, S. A. Chaplygin Siberian Aeronautical Research Institute

Inelastic deformation of materials is linked by rheological models of solid to fatigue failure. A set of rheological elements forms the structural model of material. Rheological models take account of thermally activated processes of deformation and fracture. Because of this, the temperature and time of loading are considered naturally as they appear in equations in an explicit form and the computation performs by time steps.

The calculation of fatigue longevity of constructive specimens was performed according to the SAE cumulative fatigue damage test program. To simulate the external effects as random processes the theory of random functions has been taken, whereby the random process is presented as a sum of unit random functions. Calculations are carried out according to programs of this pseudorandom loading that are similar to real loading. This calculation method of longevity prediction does not call for schematization of random loading process and provides the means of elaboration of equivalent and forced test program. An example is given on this problem.

Известно, что усталостное разрушение связано с неупругими деформациями материала. Обычно повреждение материала за цикл нагружения соотносят с раскрытием петли пластического гистерезиса. Но процесс разрушения идёт в каждой точке цикла, но с разной скоростью. Усталостное разрушение – это такой же термоактивированный процесс, как и ползучесть. Их различие заключается в локализации процесса разрушения, в разной концентрации развивающихся повреждений, в масштабно-геометрических характеристиках повреждений и структурных особенностях материала.

Проблема описания во времени процесса неупругого деформирования, происходящего одновременно с развитием усталостных повреждений, решается с помощью реологических моделей, построенных на основе уравнений физической кинетики. В результате комплекс реологических элементов образует структурную модель материала [1]. Таким образом, непрерывный спектр внутренних напряжений в материале, находящемся под нагрузкой, представляется его дискретной моделью.



Рисунок – Сравнение расчётных *N_p* и экспериментальных *N₃* данных долговечности образцов по обобщённой SAE-программе усталостных испытаний

Расчёт неупругого деформирования материала ведётся по временным шагам, а приращение поврежденности полагается пропорциональным приросту локальной пластической деформации в структурном элементе модели материала. Поскольку температура и время в решения дифференциальных уравнений деформирования для моделей твёрдого тела входят в явном виде, то процедура вычислений процесса деформирования и разрушения выполняется при произвольных формах цикла нагружения И изменениях температуры.

Проведены проверочные расчёты элементов конструкций по типовым спектрам нагружения SAE Рассматривались [2]. два варианта структурной модели материала. В первом варианте повреждения, вычисляемые по каждому структурному элементу модели, суммировались в одну меру повреждённости материала. Во втором варианте накопление повреждений в материале вычислялось по каждому структурному элементу

независимо, и макроразрушение (появление макротрещины) идентифицировалось по наибольшей величине условного повреждения в каком-либо одном элементе. Соответственно этому обрабатывались и данные базового эксперимента для получения параметров моделей.

Расчёты проведены при трёх типах спектра нагружения – transmission, suspension, bracket – с разным уровнем нагруженности для гладких образцов из стали G 40.21-50A, испытанных в режиме жёсткого нагружения, и для образцов с надрезом из стали Man-Ten при мягком нагружении. Лучшее соответствие расчёта эксперименту по совокупности всех просчитанных случаев получено при независимом суммировании повреждений по структурным элементам модели материала. На рисунке приведены результаты сравнения расчётных и экспериментальных значений долговечности, выраженных в количестве блоков указанных реализаций.

Для корректного моделирования случайного процесса нагружения используется метод суммирования элементарных случайных функций или процессов [3]. Он позволяет воспроизвести в экспериментах и расчётах эквивалентный псевдослучайный процесс (ПСП) с теми же статистическими характеристиками: математическим ожиданием, спектральной плотностью и законом распределения текущих значений процесса. Случайный процесс представляет собой последовательность экстремумов с разной траекторией и временем перехода от одного к другому. Вычисление усталостной повреждённости с помощью реологических моделей по временным шагам исключает необходимость схематизации случайного процесса. Учёт температурно-временных факторов уточняет прогноз долговечности и корректно решает задачу разработки эквивалентных и форсированных программ испытаний конструкций.

Замена случайного нагружения в эксперименте ПСП выявляет ошибки используемых программ испытаний, полученных на основе схематизированного процесса [4]. Ошибки можно исправить, скорректировав условия выполнения программы испытаний. Например, многоступенчатая программа нагружения, выполненная при частоте 10 Гц при треугольной форме цикла нагружения [4], будет по изложенному методу расчёта эквивалентной, если её выполнить при гармоническом нагружении на частоте 2,5 Гц. Возможен и другой вариант: в диапазоне частоты моделируемого спектра 0,12 – 5 Гц циклы с минимальной амплитудой должны выполняться на частоте 5 Гц, а с максимальной – на частоте 0,12 Гц. Для остальных – частота должна быть обратно пропорциональна амплитуде. Сравнение расчётных значений долговечности при других спектрах нагружения с различной асимметрией, выполненные для образцов из того же алюминиевого сплава 1201 Т1, также дают вполне удовлетворительные результаты.

Получив усреднённый спектр нагружения конструкции в эксплуатации, можно синтезировать ПСП как усреднённую реализацию типового нагружения. На основании такой реализации можно составить разные программы испытаний и проверять соответствие полученных результатов испытаний этой модельной реализации. Одновременно решается задача проверки используемых методов расчёта, достоверность которых важно знать как на этапе проектирования, так и во время эксплуатации конструкций, отслеживая расход её ресурса.

Итак, моделирование неупругого деформирования материалов с помощью реологических моделей твёрдого тела по-новому решает задачу прогнозирования усталостного разрушения конструкций, позволяя без схематизаций процессов оценить их долговечность при случайных нагрузках в условиях переменной температуры. Моделирование случайных тепловых воздействий осуществляется тем же методом [3]. И принципы, и алгоритм вычислений при этом не изменяются.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Петров М. Г. Некоторые структурные модели для описания реологических свойств материалов // Механика композиционных материалов и конструкций. 2007. Т. 13, № 2. С. 191-208.
- 2. Tucker L. E., Bussa S. L. The SAE cumulative fatigue damage test program. Fatigue under complex loading. SAE. 1977, 53 p.
- 3. 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. pp. 165-170.
- 4. Вишняков Н. А., Дмитриева Т. Н., Петров М. Г. Моделирование случайных процессов нагружения псевдослучайными // Эксплуатационная нагруженность и прочность авиаконструкций. 1989. Новосибирск: СибНИА. Вып. 2. С. 3-8.

СВЯЗАННЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОЗИТРОНА НА ВАКАНСИЯХ И ПОРАХ В МЕТАЛЛАХ Прокопьев Е.П.

Россия, ФГУП ГНЦ РФ Институт Теоретической и Экспериментальной Физики им. А.И.Алиханова e-mail: epprokopiev@mail.ru

BOUND POSITRON STATES ON VACANCIES AND PORES IN METALS E.P.Prokopiev

The offered model of the connected positron states can be used with success for a qualitative explanation of features of annihilation process in defective metals and estimations of radiuses of vacancies and pores small (nanometer) the sizes.

Исследование вакансий различного состава, разупорядоченных областей (PO) и пор диаметром менее 100 Å (10 нм) в материалах, используемых в ядерном материаловедении и электронной техники, методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) имеет вполне определенные перспективы [1,2]. При этом предполагаем, что атом позитрония, например, в металлах отсутствует, а вакансии и поры являются эффективными ловушками позитронов. Аннигиляционных фотонов из связанных состояний приводит в спектрах временного распределения аннигиляционных фотонов (ВРАФ) к более долгому времени жизни относительно двухквантовой аннигиляции и сужению кривых углового распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ).

Поэтому большое значение имеют теоретические модели связанных состояний позитрона на вакансиях металлов [1-3], позволяющих связывать между собой основные характеристики вакансий и процесса аннигиляции. Наряду с «точными» численными расчетами при этом используются и простые аналитические модели. Ниже предлагается одна из таких возможных моделей.

В работе Мори [2] было рассмотрено связанное состояние позитрона в алюминии на простых вакансиях в рамках теории позитронного псевдопотенциала $V_t(r)$. Расчет потенциала $V_t(r)$ показал [2], что он очень близок по форме к модели потенциала в прямоугольной потенциальной яме. Поэтому в приближении модели прямоугольной потенциальной ямы потенциал позитрона, входящий в уравнение Шредингера, имеет вид [1,2]

$$V_t(r) = V_0$$
 при $r < R, V_t(r) = 0$ при $r > R,$ (1)

где *R* - радиус вакансии.

Для основного состояния позитрона или возбужденных *s* - состояний (l=0) волновая функция позитрона сферически симметрична. При этом подстановка $\psi_t(\bar{r}) = U(r)/r$ позволяет записать уравнение Шредингера в виде

$$\frac{d^2 U}{dr^2} + \frac{2m_t}{\hbar^2} [E_t - V_t(\bar{r})] U = 0$$
⁽²⁾

Как известно [4], решение уравнения (2) с потенциалом (1) имеет вид

$$U = A\sin kr \quad \text{при } r < R, \ U = B\exp(-\gamma r) \quad \text{при } r > R,$$
(3)

где

$$k = \sqrt{2m_t(V_t - E_t)} / \hbar, \ \gamma = \sqrt{2m_tE_t} / \hbar \tag{4}$$

Соотношение же между глубиной и шириной потенциальной ямы при этом определяются трансцендентным уравнением

$$ctgkR = -\gamma/k \tag{5}$$

где

$$\sin kr = 1/\sqrt{1 + ctg^2 kR} = \frac{k \cdot R}{k_0 \cdot R}, \ k_0^2 = k^2 + \gamma^2 = \frac{2m_t}{\hbar^2} V_t.$$

Если положить $kR = \frac{\pi}{2}(1+\alpha)$ лежащем уже в первой четверти $(1 > \alpha > 0)$, то

$$\cos\frac{\pi}{2}\alpha = \frac{\pi}{2k_0R}(1+\alpha) \tag{6}$$

Решение этого уравнения легко находится графическим способом, а отсюда уже определяется спектр энергетических уровней позитрона в вакансии. Первый корень уравнения (10) появляется в предельном случае $k_0 R = \pi/2$.

DFMN-2009

При этом $E_t = 0$. Подставляя сюда значение k_0 из $k_0 R = \pi/2$, получаем связь между V_t^{\min} и R

$$V_{t}^{\min} \cdot R^{2} = \pi^{2} \hbar^{2} / 8m_{+}$$
⁽⁷⁾

Отсюда же можно определить и значение V_t^{\min} , при котором появляется связанное состояние позитрона при заданном размере вакансии или поры (a = 2R)

$$V_t^{\min} = \pi^2 \hbar^2 / 8m_+ R^2 = \pi^2 \hbar^2 / 2m_+ a^2$$
(8)

Так как волновая функция позитрона центрирована относительно вакансии, то вероятность нахождения позитрона в кристалле *P* (снаружи вакансии) равна

$$P = 1 - \int_{0}^{R} |\psi_{t}(\bar{r})|^{2} d\bar{r} = \int_{R}^{\infty} |\psi_{t}(\bar{r})|^{2} d\bar{r} , \qquad (9)$$

а вероятность аннигиляции λ_d позитрона, связанного с вакансией, равна

$$\lambda_d = \lambda_1 P \,, \tag{10}$$

где λ_1 - вероятность аннигиляции позитрона в объеме кристалла.

Таким образом, ход волновой функции в области самой вакансии при расчете λ_d практически несущественен. Используя для оценок величины *P* волновую функцию дейтрона [4], получаем

$$\lambda_d = \lambda_1 \cdot e^{-\beta a}, \ \beta = \frac{2m_t V_t}{\hbar}$$
(11)

Интересно, далее, отметить, что из (11) имеем

$$\beta a = \ln \frac{\tau_d}{\tau_1} \tag{12}$$

Отсюда по экспериментальным значениям τ_1 и τ_d легко определить значение произведения параметров βa . В табл.1 приведены экспериментальные значения τ_1 и τ_d в железе [4]. По этим значениям τ_1 и τ_d из формулы (12) определили среднее значение a = 0,21 из значений τ_1 и τ_d для моновакансий, дивакансий и тривакансий в железе. Там же приведены оценки радиусов дефектов вакансионного типа в железе по формуле (12).

Таблица 1

Material	Positron lifetime, (ps)	Радиусы вакансий, Å Расчет	Ионный радиус, Å [5]	Показатель экспоненты β , Å
Fe-bulk	110			$\overline{\beta} = 0,210$
Fe-dislocations	165	0,97		
Fe-monovacancy	175	1,1	0,8	0,290
Fe-divacancy	197	1,39	~ 1,6	0,182
Fe-3 vacancy cluster	232	1,77	~ 2,4	~ 0,155
Fe-4 vacancy cluster	262	2,07	~ 3,2	
Fe-6 vacancy cluster	304	2,41	~ 4,8	

Дефекты вакансионного типа, времена жизни позитронов и радиусы вакансий в железе

Предложена методика определения методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) размера вакансий и пор в металлах в ангстремном и нанометровом дипазонах. Приведены оценки радиусов дефектов вакансионного типа в железе по предложенной методике.

- 1. Е.П. Прокопьев Простая модель связанного состояния позитрона на вакансиях металлов // В кн.: "Радиационные дефекты в металлах. Материалы 2 Всесоюзного совещания. Наука, Алма-Ата, 1980. С.59-62.
- 2. G.Mori // J. Phys. F7, L89(1977).
- 3. А.А.Соколов, Ю.М.Лоскутов, И.М.Тернов. Квантовая механика. Учпедгиз, М. (1962). 592 с.
- 4. P. Hautojärvi, L. Pöllönen, A. Vehanen, J. Yli-Kauppila, J. Nucl. Mater.114 (1983) 250
- 5. Физические величины: Справочник. М.: Энергоатомиздат. (1991) 1232.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ЛЕДЯНОГО ПОКРОВА НА РЕКАХ Прокудин А.Н., Одиноков В.И.

Российская Федерация, г. Комсомольск-на-Амуре, ИМиМ ДВО РАН, mail@imim.ru

MODELING OF THE RIVER ICE COVER FAILURE PROCESS

Prokudin A. N., Odinokov V. I.

A mathematical model of the patented method is built using small-strain elastic theory and hydrodynamic equations. and approved numerical method. Formulated system of equations is solved by approved numerical method.

В Российской Федерации большое значение имеет водный транспорт, серьезным недостатком которого является сезонность работы, поэтому продление навигации на внутренних водных путях является актуальной проблемой. Необходимость обеспечения навигации, в свою очередь ставит задачу разрушения ледяного покрова на замерзающих реках.

Строится математическая модель запатентованного способа, при котором под лёд заводится устройство из двух цилиндров вложенных один в другой. Верхний цилиндр 1 большего диаметра обращён дном к нижней поверхности льда, нижний цилиндр 2 обращен дном в сторону дна и имеет каналы 3, в которых проходит гибкая система 4. Плавучесть и маневренность конструкции осуществляется системой двигателей и механизмов 5 и камерой 6, которая может заполняться либо водой, либо воздухом.

После установки устройства под локальную область ледяного затора, со станции по гибкой системе 4 поступает определенный объем воздушногазовой смеси в область 7 между стаканами и в полость в дне нижнего стакана. Затем по этой же системе подается искровой разряд в свечах 8. Происходит взрыв газовоздушной смеси. В результате взрыва верхний стакан устремляется вверх, ломая локальную область ледяного затора. Движению нижнего стакана вниз препятствует давление от взрыва в полости его дна.



Рис. Схема устройства для разрушения ледяного покрова

При построении математической модели твёрдые тела (стаканы, лёд) считаются упругими и несжимаемыми. Их деформация описывается уравнениями движения, законом Гука, уравнениями несжимаемости. Движение жидкости (воды) описывается уравнениями количества движения (уравнения Навье-Стокса) и уравнениями несжимаемости.

Исходя из этих допущений система уравнений будет выглядеть следующим образом:

$$\sigma_{ij,j} + F_i^T + k_t \mu \nabla^2 v_i = I_i^T;$$

$$\sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij} = 2G_t \varepsilon_{ij};$$

$$v_{i,i} = 0;$$

$$k_t = \begin{cases} 0 \quad t = I, II, III; \\ 1 \quad t = IV \end{cases}$$

$$G_t = 0 \quad \Pi P H \quad t = IV,$$

(1)

где σ_{ij} - тензор напряжений; ε_{ij} - тензор деформаций; σ - гидростатическое напряжение; ∇^2 оператор Лапласа; G_t - модуль упругости материала; μ - коэффициент вязкости воды. Зависимость параметра *t* от области обозначена на рисунке римскими цифрами.

Для решения системы уравнений использовался апробированный численный метод. Разработаны: численная схема решения задачи, алгоритм и программа решения задачи на языке «Fortran-77». Результаты численных расчетов показали, что при данной технологии происходит полное разрушение ледяного покрова. Конструкция из металлических стаканов испытывает значительные напряжения, но не выходящие за рамки предела упругости. Движение воды в периферийной относительно стаканов зоне носит переменный характер и полностью корреспондируется с кинематикой движения стаканов.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СОУДАРЕНИЙ В КРИСТАЛЛИТАХ ВАНАДИЯ Псахье С.Г., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.

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

COMPUTER SIMULATION OF ATOMIC DISPLACEMENT CASCADE DEVELOPMENT IN V CRYSTALLITE

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

The simulation of atomic displacement of crystallite with different symmetrical tilt grain boundaries (GB) as the result of radiation loading was carried out. It was obtained that GBs have sufficiently influence on the structural response: GBs can serve as barrier for cascade development.

Образование и эволюция первичных структурных повреждений в кристаллических материалах в условиях радиационных воздействий длительное время является предметом теоретических, в том числе, численных исследований с целью определения закономерностей образования радиационных дефектов и их влияния на формирование и эволюцию микроструктуры и функциональных свойств материалов при различных видах радиационных воздействий [1-4]. Моделирование каскадов атомных смещений, анализ образующихся дефектов, изучение их эволюции и формирования относительно устойчивых радиационных дефектов, как правило, проводится для кристаллов с исходной идеальной структурой [2] или рассматриваются кристаллиты с некоторыми специальными границами [4], или изучаются динамические воздействия каскадов (динамические волны) на подвижность других, удаленных дефектов [1]. Однако, реальные кристаллы всегда имеют сложную внутреннюю структуру, образованную протяженными границами различного типа (межфазные, межзеренные и др.), которые существенно определяют многие свойства материалов и могут существенно влиять на образование и развитие каскадов атом-атомных соударений.

В данной работе проведено молекулярно-динамическое моделирование влияния межзеренных границ на характер развития каскадов атомных смещений и формирование радиационных дефектов в модельных кристаллитах ванадия. Для исследований были выбраны наклонные симметричные границы зёрен, отличающиеся между собой энергией [4], и изучалось влияние удаленности первично выбитого атома (**ПВА**) от границы зерна (**ГЗ**) на характер развития каскадов атомных столкновений.

Моделируемые кристаллиты содержали границы двух типов: Σ 13 (320)[001] и Σ 17 (410)[001], позволяющие использовать периодические граничные условия. Выбор размера моделируемого кристаллита зависел от величины энергии ПВА: число атомов в расчетной ячейке менялось от 65 000 (для значений энергии ПВА меньших 500 эВ) до 450 000 (для энергий ПВА больших 500 эВ).

В процессе моделирования анализировалась эволюция зон повреждения с целью выявления возможного перекрытия различных частей каскада. Анализ проводился с учетом количества пар Френкеля и заселенности кластеров, сформированных каскадом. Для выявления положений вакансий и межузельных атомов в моделируемом образце использовался способ, основаный на анализе заполненности смещенными атомами сфер определенного радиуса [3]. Точечные дефекты (вакансии и собственные межузельные атомы) могут возникать в непосредственной близости друг от друга. Если расстояние между любыми ближайшими точечными дефектами меньше некоторого расстояния, то они считаются принадлежащими одному кластеру.

Моделируемые кристаллиты ванадия, перед генерацией в них каскадов атомных смещений, релаксировались при температуре 10 К. Развитие каскада атомных смещений начинается с момента времени, когда произошла генерация ПВА. Сразу после инициирования ПВА в образце начинает развиваться "цепная" последовательность атомных смещений. Этот этап развития каскада (баллистический) и его окончание характеризуется тем, что число дефектов, сформированных атомными смещениями, достигает максимума. После этого начинается рекомбинационный этап (релаксационный), в течение которого число дефектов уменьшается до тех пор, пока не достигнет некоторой относительно стабильной величины. Следует отметить, что кинетическая температура на стадии рекомбинации в области каскада достигает высоких значений (тепловой пик).

Для того чтобы выяснить влияние межзеренных границ на развитие каскада, исследовалась удаленность ПВА от границы раздела. Энергия ПВА составляла 1 кэВ, а направление скорости ПВА выбиралось перпендикулярным к плоскости границы. Расстояния варьировались от 1 до 5 нм.

Особенности развития каскадов атомных смещений в материалах с границами раздела во многом аналогично их развитию в образцах с идеальной структурой. В частности, наибольшее количество

дефектов в обоих случаях генерируется в первую половину пикосекунды. Затем число сгенерированных дефектов идет на убыль. Примерно через 3-4 пс с момента генерации каскада количество радиационных дефектов в материале стабилизируется. При этом характер изменения числа дефектов в образцах с различным типом межзеренных границ примерно одинаковы.

Рис. 1 показывает развитие моделируемых каскадов в кристаллитах ванадия с ГЗ Σ13 для ПВА, удаленных от плоскости ГЗ на 1,81 нм. Начальная скорость ПВА совпадает с кристаллографическим направлением [320]. Для ПВА, находившегося на расстоянии 1,81 нм от плоскости ГЗ, большая часть атомных смещений, приводящих к формированию точечных дефектов, локализуется в области границы зерна. Отметим, что значительно меньшая часть точечных дефектов, включая стадию релаксации, проходит через межзеренную границу. Такое поведение каскада атомных смещений обусловлено тем фактом, что в области границы зерна дефекты формируются как за счет атомных перестроек зернограничных атомов, так и за счет внедрения извне в эту область межузельных атомов. Для расстояния примерно 1,8 нм от ПВА до межзеренной границы почти 90 % сгенерированных дефектов лежит в области границы, тогда как при удаленности ПВА примерно на 3,8 нм число дефектов уменьшается до 55 % для обоих типов ГЗ.



a)

б)

Рис. 1 Проекция дефектной структуры на плоскость (001) в различные моменты времени: а) 0,06 пс, б) 0,2 пс. Светлые кружки – вакансии, темные – межузельные атомы. ПВА удален от ГЗ Σ 13 на расстояние 1,81 нм

Расчеты показали, что, начиная с расстояний примерно 3,8 нм, каскады атомных смещений практически не пересекают область межзеренной границы. Аналогичная картина наблюдается и для образца с межзеренной границей Σ 17. Существует зависимость между числом устойчивых дефектов, сформированных на завершающем этапе релаксации, и удаленностью ПВА от межзеренной границы. Чем дальше ПВА удален от границы, тем меньше дефектов формируется в образце, при этом их число стремится к величине характерной для материала с идеальной структурой.

Таким образом, наличие протяженных границ раздела в материалах (на примере кристалла ванадия) оказывает существенное влияние на характер развития каскадов атомных смещений, возникающих при радиационном облучении. Границы аккумулируют в своей области значительную долю радиационных дефектов, среди которых могут формироваться кластеры достаточно большого размера, и, в значительной степени, препятствуют распространению каскадов атомных смещений по другую сторону границы. По-видимому, для каждой энергии ПВА существует некоторая пороговая величина его удаленности от границы раздела. Начиная с этого порогового расстояния и более него, граница раздела данного типа становится непроницаемым барьером на пути каскада атомных смещений, который генерируется ПВА с меньшей энергией.

Работа была выполнена при частичной финансовой поддержке интеграционного проекта со сторонними организациями СО РАН №51.

Литература.

1. Инденбом В.Л. // Письма в ЖТФ, 1979, т. 5, вып. 8, с. 489

2. Agranovich V.M., Kirsanov V.V. In "Physics of Radiation Effects in Crystals", Ed. By R.A. Johnson and A.N. Orlov. Elsevier Sciene, 1986, p. 117-187.

3. A. Souidi A., Becquart C.S., Domain C. et all // J. Nucl. Mater, 2006. - V.355, P. 89 - 103.

4. Javier Perez F., Roger Smith. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, 1999, V.153, P. 136 – 141.

ПРЕДЕЛЬНЫЕ СОСТОЯНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Романов А.Н.

Россия, Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, E-mail: anrom@imash.ru

LIMIT STATE AT CYCLIC LOADING OF CONSTRUCTION MATERIALS A.N.Romanov

On the basis deformation- kinetic of the criterion of fatigue failure proposed are investigated laws governing the accumulation of damages with the cyclic load of construction materials. It is shown that the accumulation of damages at the stages of formation and development of cracks is described by one and the same dependence with the use of the corresponding deformation characteristics.

Ранее были получены кинетические критерии, позволяющие описать уровни накопленных повреждений на любой стадии циклического нагружения до образования трещины и в предельном случае момент разрушения, причем как в области малоцикловой, так и многоцикловой усталости, т.е. во всем диапазоне чисел циклов разрушения в виде:

$$\int_{0}^{N_{p}} \frac{\delta e_{yn}}{\varepsilon^{2}} dN = 1,$$
(1)
$$\int_{0}^{N_{p}} \delta e^{-N_{p}} \Delta \varepsilon$$

$$\int_{0}^{p} \frac{\partial e_{yn}}{\varepsilon^{2}} dN + \int_{0}^{p} \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon} dN = 1,$$
(2)

где $e_{vn} = \delta + e_v$, e_v - упругая деформация в полуцикле растяжения.

При $e_{yn} = \text{const}$ и $\delta = \text{const}$ (например, для циклически стабильного материала или когда изменением ширины петли гистерезиса в процессе нагружения можно пренебречь) зависимость (1) можно записать в виде:

$$\delta e_{yn} N_p = \varepsilon^2$$
 или $\frac{\delta e_{yn}}{\varepsilon^2} N_p = 1.$ (3)

Существование единого критерия усталостного разрушения показывает, что для всех конструкционных материалов существует и единая кривая усталости.

На стадии развития трещин темп накопления повреждений оценивается

для жесткого режима нагружения (с заданным перемещением берегов трещины)

$$\eta = \int_{0}^{N} \frac{\mathbf{v}_{yn} \mathbf{v}_{p}}{\mathbf{v}_{c}^{2}} dN, \qquad (4)$$

при мягком нагружении

$$\eta = \int_{0}^{N} \frac{\mathbf{v}_{yn} \mathbf{v}_{p}}{\mathbf{v}_{c}^{2}} dN + \int_{0}^{N} \frac{\Delta \mathbf{v}}{\mathbf{v}_{c}} dN.$$
(5)

В предельном случае (разрушение) зависимости (4) и (5) будут при жестком и мягком нагружении соответственно:

$$\int_{0}^{N_p} \frac{\mathbf{v}_{yn} \mathbf{v}_p}{\mathbf{v}_c^2} dN = 1,$$
(6)

$$\int_{0}^{N_{p}} \frac{\mathbf{v}_{yn} \mathbf{v}_{p}}{\mathbf{v}_{c}^{2}} dN + \int_{0}^{N_{p}} \frac{\Delta \mathbf{v}}{\mathbf{v}_{c}} dN = 1,$$
(7)

- 892 -

где V_p - пластическое (остаточное) раскрытие (перемещение берегов) трещины, V_{yn} упругопластическое раскрытие трещины в полуцикле растяжения, ΔV_p - односторонне накопленное раскрытие берегов трещины в цикле, V_c - предельное раскрытие трещины (перемещение берегов), соответствующее максимальной нагрузке при однократном разрыве образца (детали) с трещиной, N и N_p текущее и разрушающее число циклов соответственно.

Темп накопления повреждений в процессе развития трещины описывается зависимостями (4) и (5).

Расчет долговечностей на стадии развития трещин в соответствии с зависимостью (7) показал хорошее соответствие эксперименту.

Для оценки повреждающего вклада отдельных составляющих по перемещению берегов трещины критерий (7) можно переписать в виде

$$\int_{0}^{N_{p}} \frac{v_{p}^{2}}{v_{c}^{2}} dN + \int_{0}^{N_{p}} \frac{\Delta v_{p}}{v_{c}} dN + \int_{0}^{N_{p}} \frac{v_{y}v_{p}}{v_{c}^{2}} dN = 1,$$
(8)

где v_y – амплитуда упругого перемещения берегов трещины при x = 0.

Если нагружение осуществляется с заданным перемещением берегов трещины в цикле, то (8) преобразуется к виду

$$v_p v N_p = const = v_c^2.$$
⁽⁹⁾

Обработка экспериментальных данных показывает, что скорость развития трещины линейно зависит от скорости накопления повреждений:

$$\frac{dl}{dN} = k \frac{d\eta}{dN}.$$
(10)

Постоянная «k» в зависимости (10) равна значению приращения трещины Δl_c от исходного

значения l_0 до критического l_c . При этом

$$\Delta l_c = l_c - l_0. \tag{11}$$

Тогда с учетом (11) зависимость (10) перепишем в виде:

$$\frac{dl}{dN} = \Delta l_c \frac{d\eta}{dN}.$$
(12)

Это в свою очередь означает, что накопление повреждений с ростом числа циклов нагружения может быть описано через приращение длины трещины в виде:

$$\eta_l = \frac{\Delta l_n}{\Delta l_c},\tag{13}$$

где Δl_n - приращение трещины за «*n*» циклов нагружения, а скорость накопления повреждений будет равна:

$$\frac{d\eta}{dN} = \frac{1}{\Delta l_c} \cdot \frac{dl}{dN}.$$
(14)

Накопленное повреждение, рассчитанное по зависимости (5) хорошо описывается по относительному изменению длины трещины (13) и коэффициента интенсивности напряжений:

Таким образом, получаем единую (обобщенную) кривую циклической трещиностойкости для любых конструкционных материалов и любых условий нагружения.

Важной особенностью с точки зрения практических приложений является то обстоятельство, что в соответствии с зависимостью (14) может быть определено критическое (предельное) приращение трещины в виде:

$$\Delta l_c = \frac{dl}{dN} \left/ \frac{d\eta}{dN} \right, \tag{15}$$

и соответственно критический размер трещины: $l_c = l_0 + \Delta l_c$.

DFMN-2009

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ СО СВАРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ НА МЕЗО- И МАКРОУРОВНЯХ Романова В.А., Балохонов Р.Р.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail:varvara@ispms.tsc.ru

MESO- AND MACROSCALE SIMULATIONS OF DEFORMATION OF WELDED SPECIMENS Romanova V.A., Balokhonov R.R.

Three-dimensional numerical simulation of the mechanical behavior of welded steel specimens are performed. A model involving a double-limit yield criterion was proposed to describe macroscale Luders band propagation. A 3D microstructure-based model was developed to study mesoscale plastic strain localisation in the HAZ and base metal regions in tension.

Работа посвящена численному исследованию деформационных процессов в стальных образцах со сварными соединениями на мезо- и макроуровнях. Математическое описание основано на использовании аппарата и численных методов континуальной механики.

На макроуровне моделирование механического поведения трехмерных стальных образцов со сварными соединениями в условиях растяжения (рис. 1(а)). Исследовано влияние механических свойств зоны термического влияния и сварного шва на интегральные характеристики образцов. Для описания эволюции локализованного пластического течения в зоне термического влияния (ЗТВ) и основном материале на макроуровне разработана модель, учитывающая зарождение и распространение полос Людерса в сталях. Для описания упруго-пластического перехода предложен двупредельный критерий текучести, основанный на экспериментальных представлениях об эволюции дислокационной структуры.

Для исследования влияния свойств ЗТВ на деформацию образцов были рассмотрены сварные соединения двух типов – со скачкообразным (I) и плавным (II) изменением механических характеристик на границах «шов – ЗТВ – основной металл». Проводилось также сравнение с образцом без сварного шва.





Показано, что на упругой стадии нагружения кривизна поверхности является причиной неоднородного напряженно-деформированного состояния на макроуровне и приводит к концентрации напряжений вблизи захватов. Сварное соединение, в свою очередь, также является границей раздела между материалами с различными механическими свойствами и вносит свой вклад в неоднородное распределение напряжений и деформаций. Характер зарождения и последующего развития пластического течения зависит от соотношения между концентрацией напряжений вблизи границ раздела сварного соединения и в области закругления галтелей. В случае сварного соединения I-го типа геометрически обусловленная концентрация напряжений у захватов заметно превышает локальные значения напряжений в зоне сварного шва (рис. 1(б)). Это является причиной зарождения пластических сдвигов и формирования фронтов Людерса в области закругления галтелей. Сварное соединение II-типа характеризуется плавным изменением свойств в ЗТВ, так что уровень напряжений в ЗТВ вблизи границы с зоной переплава сравним с напряжениями в зоне закругления галтелей, и первые пластические сдвиги зарождаются в этих областях одновременно. Однако при последующем нагружении макроскопические фронты локализованной пластической деформации формируются на границе «ЗТВ – основной металл», в то время как пластическое течение вблизи галтелей практически прекращает свое развитие. В процессе распространения фронтов Людерса рабочая часть образца

DFMN-2009

совершает периодические колебания в плоскости, перпендикулярной оси нагружения. Движение фронтов пластической деформации сопровождается мощным вихревым движением в зоне сварного соединения (рис. 2). Распространение фронтов локализованной пластической деформации контролируется конкурирующими процессами зарождения пластических сдвигов в упругодеформированном материале перед фронтом и деформационного упрочнения за фронтом.



Рис. 2. Вихревое движение в зоне сварного соединения при распространении фронтов Людерса





Для моделирования процессов на мезоуровне структура материала вводилась в расчеты явно. Трехмерная поликристаллическая структура была сгенерирована методом пошагового заполнения с учетом изменения размера зерна при переходе от основного металла к ЗТВ (рис. 3). Модель механического поведения поликристаллической стали учитывала деформационное упрочнение, эффект Холла-Петча и различие упругих модулей кристаллитов.

Расчеты показали, что на упругой стадии нагружения межзеренные границы являются источниками концентрации напряжений. Концентрация напряжений в приграничных областях тем больше, чем больше разница упругих характеристик контактирующих кристаллитов. Наибольшая разница механических свойств наблюдается в переходных зонах ЗТВ-основной металл и ЗТВ-сварной шов и, таким образом, эти области автоматически являются областями высокой концентрации напряжений. В численных экспериментах выявлено, что наиболее мощным источником концентрации напряжений является поверхность образца – напряжения и деформации на поверхности существенно превышают соответствующие характеристики в объеме (рис. 4). Высокий уровень напряжений вблизи границ зерен, выходящих на поверхность, является причиной зарождения первых пластических сдвигов в этих областях.

Работа выполнена в рамках государственных научных программ РАН и Интеграционного проекта СО РАН №2.11.



Рис. 4. Интенсивность напряжений в сечениях, расположенных на поверхности (а) и в объеме (б) образца со сварным соединением.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ПОВЕРХНОСТИ И В ОБЪЕМЕ ТРЕХМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ Романова В.А., Балохонов Р.Р.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail:varvara@ispms.tsc.ru

NUMERICAL SIMULATION OF DEFORMATION PATTERNS ON THE SURFACE AND IN THE VOLUME OF THREE-DIMENSIONAL POLYCRYSTALS

Romanova V.A., Balokhonov R.R.

Three-dimensional numerical simulation of the mechanical behavior of welded steel specimens are performed. A model involving a double-limit yield criterion was proposed to describe macroscale Luders band propagation. A 3D microstructure-based model was developed to study mesoscale plastic strain localisation in the HAZ and base metal regions in tension.

В работе численно анализируются деформационные процессы на мезоуровне в поликристаллических алюминиевых сплавах в условиях растяжения. Трехмерные модели поликристаллических структур сгенерированы методом пошагового заполнения (рис. 1(а)). Результаты анализа распределения зерен по размерам (рис. 1(б)) согласуются с экспериментальными данными.

Для описания механического поведения поликристаллических сплавов была построена многоуровневая модель, учитывающая механизмы деформации микроуровня через феноменологические зависимости, процессы мезоуровня путем явного введения зеренной структуры и макроскопическую реакцию материала через осреднение характеристик напряженнодеформированного состояния по образцу. Упруго-пластический отклик зерен описывался с учетом соотношения Холла-Петча, деформационного упрочнения и различия упругих модулей кристаллитов.



Рис. 1. Модель поликристалла, содержащего 500 зерен (а) и соответствующее частотное распределение зерен по размерам (б).



Рис. 2. Внутреннее сечение поликристалла из 10 зерен, в котором зародились первые пластические сдвиги (а) и интенсивность напряжений в нем на упругой стадии нагружения (б).

Методом численного эксперимента исследованы процессы зарождения и развития пластических сдвигов на поверхности и в объеме поликристаллических образцов. Трехмерная постановка задачи позволила рассмотреть свободную поверхность образца в явном виде и исследовать эффекты пластического течения, связанные с влиянием поверхности.



Рис. 3. Интенсивности напряжений и пластических деформаций на поверхности (а) и в среднем сечении (б) трехмерного поликристалла при растяжении.

Показано, что пластические сдвиги зарождаются на межзеренных границах, которые являются источниками концентрации напряжений на мезоуровне. Наибольший уровень напряжений наблюдается вблизи тройных стыков зерен с существенно различными механическими характеристиками (рис. 2) и вблизи границ, выходящих на поверхность. Степень неоднородности (локализации) напряженно-деформированного состояния на свободных поверхностях образца проявляется существенно сильнее, чем в объеме (рис. 3), и эта разница увеличивается по мере расчетов пластического Полученные результаты развития течения. согласуются с экспериментальными выводами о роли поверхности и межзеренных границ в процессах пластического течения.

Работа выполнена в рамках государственной научной программы РАН.

ПРОГРАММНЫЙ РАСЧЕТ УПРАВЛЕНИЯ ШИРИНОЙ ПЕТЛИ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛИЗАЦИИ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ Рудый В.В., Антонюк В.Е.

Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, vladi@tut/by

PROGRAM CALCULATION OF MANAGEMENT IN WIDTH OF THE LOOP OF THE HYSTERESIS AT DYNAMIC STABILIZATION OF FRICTIONAL DISKS RUDII V.V., ANTONUJK V.E.

The technique and the software based on management in width of a loop of a hysteresis is offered to use for calculation of modes of dynamic stabilization. The offered technique and the software are tested at calculation of modes of loading of brake frictional disks of dumpers of the Byelorussian automobile factory by carrying capacity from 90 up to 220 tons.

Динамическая стабилизация является эффективным средством снятия внутренних напряжений и придания детали стабильных геометрических параметров. Сущность динамической стабилизации заключается в кратковременном нагружении детали знакопеременными нагрузками высоких уровней при сохранении или уменьшении ширины петли гистерезиса.

Для управления шириной петли гистерезиса предлагаются специальные циклограммы нагружения (рисунок 1). Циклограмма нагружения при динамической стабилизации состоит из участков: *А* – роста нагрузки, *O* – выдержки при постоянной нагрузке, *B* – уменьшения нагрузки.



Рисунок 1. Циклограмма динамической стабилизации

Режимы динамической стабилизации для деталей из конструкционных сталей заключаются в следующем:

- максимальное суммарное напряжение σ_{pac} , создаваемое в процессе нагружения, должно быть в диапазоне (1,0...0,85) σ_T предела текучести для применяемого материала;

- суммарное число циклов нагружения рекомендуется в пределах 100...800;

- циклограмма нагружения уточняется по уровню накопления усталостных повреждений в зависимости от свойств материала диска.

Для выполнения всех вышеперечисленных этапов разработки циклограмм динамической стабилизации предлагается программное обеспечение расчетов режимов нагружения, основанное на управлении шириной петли гистерезиса с условием уменьшения ее ширины.

Для конкретного использования в промышленных целях разработано программное обеспечение расчета режимов нагружения для комплексного выполнения всех стадий динамической стабилизации фрикционных дисков или деталей типа колец с учетом заданных циклограмм нагружения, характеристик материала, параметров фрикционных дисков и допустимого уровня накопления повреждений.

Предлагаемая методика и программное обеспечение включены в систему ЧПУ создаваемой установки для динамической стабилизации тормозных фрикционных дисков с наружными диаметрами до 950 мм каръерных самосвалов семейства Белорусского автомобильного завода.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТРЕЩИНОВИДНЫХ ПОЛОСТЕЙ В РАВНОМЕРНО ВРАЩАЮЩЕМСЯ ГОРЯЩЕМ ТВЕРДОМ ТОПЛИВЕ Рустамов Б.Э.

Азербайджан, Азербайджанская государственная Академия физической культуры и спорта, irakon63@hotmail.com

MODELLING OF INTERACTION CRACK-VISIBLE OF CAVITIES IN UNIFORMLY ROTATING BURNING SOLID FUEL

Rustamov B.E.

The plane stationary problem of mechanics of fracture for uniformly rotating burning solid weakened ary way placed crack-visible by cavities which surfaces burn is considered. The local conditions defining stability (safety) of a mode "burning – fracture" are reserved.

Пусть горящее тело вращается с постоянной угловой скоростью ω и имеет произвольно размещенную систему трещиновидных полостей, поверхности которых горят. Считается, что все реагенты топлива равномерно распределены в твердой фазе, а продукты реакции сгорания газообразны. В процессе прогара твердого топлива фронт горения пламени может достичь края трещинообразной полости (технологического дефекта) и горение быстро охватывает всю полость дефекта. При достаточно узкой и длинной полости из-за затрудненного газоотвода давление в ней может достигнуть столь большой величины, что приведет к выходу системы на неустойчивый режим [1]. Ограничимся временами, малыми по сравнению с характерным временем релаксации напряжений в топливе и с характерным временем нагревания топлива вследствие теплопроводности. На основании этого предположения топливо можно считать реальным хрупким телом, а его температуру постоянной. Пусть твердое топливо занимает область в виде круга радиуса *R*. В центрах трещиновидных полостей поместим начала локальной системы $x_k O_k y_k$, ось x_k которой совпадает с линией трещины и образует угол α_k с осью x. Рассматривается модель трещины с силами сцепления (связями), непрерывно распределенными в узкой концевой зоне трещины (область D_k) и имеющими заданную диаграмму деформирования. При этом силы сцепления будут сосредоточены в некоторой узкой области D_k , размеры этих областей заранее неизвестны и должны быть определены из решения задачи. Всюду в дальнейшем граничные условия с поверхности полостей и областей D_k сносим на прямые $y_k = 0$ (k = 1, 2, ..., N) точно также, как это делается, например, в теории тонкого крыла в аэродинамике. Принято, что процесс разрушения локализован в концевой области D_k , которая рассматривается как часть трещиновидной полости и может быть сравнима с размером полости, а связи образованы частицами в композиционном материале топлива. В исследуемом случае зону процесса разрушения можно моделировать как некоторый слой (концевую область), примыкающей к трещиноподобной полости и содержащей материал с частично нарушенными связями между его отдельными структурными элементами. Рассматривается случай плоской стационарной задачи. По мере нагружения тела в связях, соединяющих берега трещиновидных полостей в концевых зонах, будут возникать нормальные $q_{y_k}(x_k)$ и касательные $q_{x_ky_k}(x_k)$ усилия.

Величины этих напряжений и размеры концевых зон заранее неизвестны.

Краевые условия в рассматриваемой задаче имеют вид

$$\begin{split} \sigma_{r} - i\tau_{r\theta} &= 0 \qquad \text{при } |x + iy| = R \\ \sigma_{y_{k}} - i\tau_{x_{k}y_{k}} &= -p_{k}(x_{k}) \qquad \text{на } L'_{k} \qquad (k = 1, 2, ..., N) \\ \sigma_{y_{k}} - i\tau_{x_{k}y_{k}} &= q_{y_{k}} - iq_{x_{k}y_{k}} \qquad \text{на } L''_{k}, \end{split}$$

где $i = \sqrt{-1}$; σ_x , σ_y , τ_{xy} – компоненты тензора напряжений; $p_k(x_k)$ - интенсивности давления газа в *k*-той полости; L'_k - берега *k*-той трещиновидной полости, поверхность которой горит; L''_k - берега концевых зон *k*-той полости.

В рассматриваемом случае имеем уравнения плоской теории упругости при наличии объемных сил. Уравнения течения газа в *k*-ой трещиновидной полости для плоского стационарного случая в пренебрежении эрозией имеют вид [2].

Для замкнутости задачи основные соотношения дополняются уравнениями, связывающими перемещения раскрытия берегов концевых зон и усилия в связях:

DFMN-2009

 $\left(\upsilon_{k}^{+}(x_{k},0)-\upsilon_{k}^{-}(x_{k},0)\right)-i\left(u_{k}^{+}(x_{k},0)-u_{k}^{-}(x_{k},0)\right)=C(x_{k},\sigma_{k})\left[q_{y_{k}}(x_{k})-iq_{x_{k}y_{k}}(x_{k})\right], \quad (k=1,2,...,N)$

Для решения задачи использован метод Н.И. Мусхелишвили в сочетании с методом построения в явной форме комплексных потенциалов, соответствующих неизвестным смещениям, при переходе через линию трещинообразной полости с концевыми зонами предразрушения. Получена замкнутая система основных разрешающих уравнений задачи. С помощью квадратурных формул произведена алгебраизация решения задачи. Исследован предельный уровень интенсивности давления газа в трещиновидных полостях. Критическим значением интенсивности давления газа для горящего твердого топлива будет минимальное среди p_{*k} (k = 1, 2, ..., N)

 $p_* = \min\{p_{*k}\}, \quad (k = 1, 2, ..., N)$

Локальное условие устойчивости (безопасности) режима «горение – разрушение» для трещиновидной полости получено в виде:

для левого конца трещиновидных полостей

 $C(-\ell_{0k}, \sigma(-\ell_{0k}))\sigma(-\ell_{0k}) \le \delta_c$ k = 1, 2, ..., Nдля правого конца трещиновидных полостей $C(\ell_{0k}, \sigma(\ell_{0k}))\sigma(\ell_{0k}) \le \delta_c$ k = 1, 2, ..., N,

где δ_c - предельная вытяжка связей.

Локальное условие устойчивости (безопасности) режима позволяет путем численного расчета для каждого конкретного вида твердого топлива прогнозировать предельный допустимый размер трещиновидной полости (технологического дефекта). При нарушении этого условия начинается локально неустойчивый процесс «горение – разрушение».

Литература

- 1. Соркин Р.Е. Газотермодинамика ракетных двигателей на твердом топливе. М.: Наука, 1967. 326 с.
- 2. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974, 640 с.
ДИССИПАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ В МАТЕРИАЛАХ С ВЫСОКИМ ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ НИЗКОЭНЕНРГЕТИЧЕСКИХ КОНТАКТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ Савенко В.И.

Россия, институт физической химии и электрохимии PAH. e-mail: visavenko@rambler.ru

DISSIPATION OF THE MECHANICAL ENERGY IN THE MATERIALS WITH HIGH YIELD STRESS UNDER LOW-ENERGY CONTACT WORKING

Savenko V.I.

In the limits of the concept of the dislocation nonelastic behaviour as a reason of the hysteresis losses in quasielastic materials the experimentally-theoretical connections have been found between density of energy dissipated in contact pare under cyclic rolling process and structural-mechanical characteristics in subsurface layer of deformed material. It has been found that the energy losses in material with high yield stress in subsurface layer depend not only on the contact pressure or yield stress point but largely upon the dispersion of the dislocation start stress distribution.

В рамках концепции дислокационной неупругости как причины гистерезисных потерь в квазиупругих материалах установлена экспериментально-теоретическая связь между плотностью энергии, поглощаемой в контактной паре при циклическом качении, и структурно-механическими характеристиками приповерхностного слоя деформируемого материала. Показано, что поглощение энергии в материале с высоким пределом текучести в приповерхностном слое может зависеть не только от контактного давления и предела текучести, но в значительной степени - от дисперсии распределения дислокаций по стартовым напряжениям.

Ниже приводится упрощенный вывод соотношения, связывающего плотность энергии, рассеянной в приконтактной области монокристаллического образца при перекатывании стальных маятниковых опор по дорожке качения, с физико-механическими характеристиками материала в контакте. При этом рассматриваются невысокие по сравнению с пределом текучести материала контактные давления (низкоэнергетические воздействия).

В соответствии с общепринятыми представлениями о природе упругого гистерезиса предполагается, что рассеяние упругой энергии в деформируемом материале в области низкоэнергетического контакта на протяжении всего рабочего (т.е. осуществляемого на уже сформированной дорожке качения) цикла колебаний вызвано в первую очередь микропластической деформацией приповерхностного слоя материала. Указанная деформация обусловлена поступательно - возвратным перемещением дислокаций в ансамбле, образовавшемся ранее в приповерхностном слое образца вокруг дорожки качения в процессе ее формирования в первых (приработочных) циклах. Опыт и теория свидетельствуют, что в реальных кристаллах кривая равновесного распределения дислокаций в ансамбле с достаточной степенью точности может быть аппроксимирована нормальной функцией распределения Гауссова вида:

$$f(\tau_{St}) = (\sqrt{2\pi} \Delta \tau_{St} N)^{-1} \exp\{-(\tau_{St} - \langle \tau_{St} \rangle)^2 / 2(\Delta \tau_{St})^2\}$$
(1)

Здесь $(\Delta \tau_{st})^2$ дисперсия распределения, $\langle \tau_{st} \rangle$ - его среднее значение, а N – общее число подвижных (колеблющихся) дислокационных сегментов ансамбля в единице объема материала. Из опыта и теории также известно, что для щелочно-галоидных кристаллов связь между величиной $\langle \tau_{st} \rangle$ и макроскопическим пределом текучести на сдвиг τ_{y} описывается следующим соотношением:

$$<\tau_{\rm st}>=(0,4-0,6)\,\tau_{\rm v}$$
 (2)

Как показывают многочисленные эксперименты, в процессе формирования дорожки качения в течение первых (приработочных) циклов колебаний максимальное контактное давление P_0 (а, следовательно, и сдвиговое напряжение τ_0), оказываются относительно близкими к пределу текучести на сдвиг τ_y) исходных образцов, несколько превышая их по абсолютной величине. Однако в дальнейшем, по мере возрастания числа циклов колебаний, значения P_0 и τ_0 образцов на дорожке качения существенно понижаются. Это понижение происходит в результате действия стимулированных пластической деформацией в контакте, параллельно протекающих процессов увеличения размеров контактной площадки и упрочнения материала вокруг дорожки качения. В результате уже к началу первого рабочего цикла затухания значения максимального сдвигового напряжения в приконтактной области оказывается заметно меньше величины, соответствующей среднему стартовому напряжению дислокаций ансамбля. Учитывая соотношение численных значений

характеристик $\langle \tau_{st} \rangle$, P_0 и τ_0 в первом и последующих рабочих циклах, выражение для среднего значения энергии, рассеянной в единичном объеме материала при прокатывании по дорожке одной шаровой опоры, может быть представлено в виде:

$$U(\langle \tau_{st} \rangle, \tau_{st}, \tau_o) = \int_{-\infty}^{\tau_0} f(\tau_{st}) K(\tau_{st}, \tau_o) d\tau_{st}$$
(3)

Здесь К(τ_{st} , τ_0) - энергопотери в материале, возникающие при поступательном движении индивидуального дислокационного сегмента. Далее, в соответствии с экспериментальными наблюдениями положим, что плотность подвижных дислокаций в ансамбле на протяжении серии рабочих циклов меняется незначительно: N = const. Для упрощения расчетов также ограничимся анализом случая относительно слабой {по сравнению с f(τ_{st} , τ_0) и воспользуемся приближением К(τ_{st} , τ_0) = <K> = const. Тогда выражение (3) может быть записано в

виде:
$$U(\langle \tau_{st} \rangle, \tau_{st}, \tau_0) = N < K > \int_{-\infty}^{\tau_0} f(\tau_{st}) d\tau_{st} = N < K > \{0, 5 - (\sqrt{2}\Delta\tau_{st})^{-1} \int_{-\infty}^{<\tau_{st}} \exp\left[-\frac{(\tau_{st} - \langle \tau_{st} \rangle)^2}{2(\Delta\tau_{st})^2}\right] d\tau_{st}\}$$
 (4)

Полагая, что в опытах по низкоэнергетическому деформированию монокристаллов с высоким пределом текучести τ_y выполняется соотношение ($\tau_0 - \langle \tau_{st} \rangle$) $\langle \langle \Delta \tau_{st} \rangle$ и последовательно разлагая подинтегральное выражение в уравнении (4) в ряд Тейлора, после его почленного интегрирования можно получить следующее приближенное выражение:

$$U(\langle \tau_{st} \rangle, \tau_{st}, \tau_{o}) \approx N < K > \{0, 5 - (\sqrt{2}\Delta\tau_{st})^{-1} \int_{0}^{<\tau_{st} > (\exp[\frac{(\tau_{st} - \langle \tau_{st} \rangle)^{2}}{2(\Delta\tau_{st})^{2}}]) d\tau_{st}\} = \frac{1}{\tau_{0}} = N < K > \{0, 5 - \frac{(\langle \tau_{st} \rangle - \tau_{o})}{\sqrt{2}(\Delta\tau_{st})} + \frac{1}{6} \frac{(\langle \tau_{st} \rangle - \tau_{o})^{3}}{\sqrt{2}(\Delta\tau_{st})^{3}} - \frac{1}{20} \frac{(\langle \tau_{st} \rangle - \tau_{o})^{5}}{3\sqrt{2}(\Delta\tau_{st})^{5}} + \frac{1}{84} \frac{(\langle \tau_{st} \rangle - \tau_{o})^{7}}{2(\Delta\tau_{st})^{7}} - \dots \}$$

$$(5)$$

Расчеты величины $U(\langle \tau_{st} \rangle, \tau_{st}, \tau_{O})$, выполненные в соответствии с выражением (5) для различных встречающихся в экспериментах значений характеристик дислокационного ансамбля $(\tau_{st} - \langle \tau_{O} \rangle) / \langle \tau_{st} \rangle$ и $\Delta \tau_{st} / \langle \tau_{st} \rangle$ показывают, что правая часть выражения (5) с достаточной степенью точности может быть аппроксимирована степенной функцией вида:

$$U \approx N < K > B \left(\tau_{O} / <\tau_{st} >\right)^{m} \tag{6}$$

где коэффициент *В* является константой материала, а показатель степени "m" представляет собой параметр, зависящий только от коэффициента вариации $\omega_{\tau} = \Delta \tau_{st} / \langle \tau_{st} \rangle$ распределения (1). Численное моделирование соответствующих ситуаций с помощью несложной компьютерной программы в свою очередь обнаруживает, что связь между значениями показателя m и величиной ω_{τ} также описывается степенной функцией следующего вида:

$$m = 0.76 \cdot (\omega_{\tau})^{-1.28}$$
 (7)

Принимая во внимание экспериментально найденное соотношение (2), и учитывая известный критерий теории пластичности $\tau_y = 0,577\sigma_y$, а также используя решение контактной задачи Герца $\tau_0 \approx 0,5P_0$, выражение (6) можно представить в окончательном виде:

$$U = C_1 (P_O / \sigma_V)^m \tag{8}$$

где С₁ – новая константа.

Таким образом, показано, что, поглощение энергии в материале с высоким пределом текучести в приповерхностном слое при низкоэнергетических воздействиях может зависеть не только от давления в контакте P_0 и самого значения предела текучести σ_y , но в значительной степени - от величины дисперсии $(\Delta \tau_{st})^2$ распределения дислокаций по их стартовым напряжениям.

РАСЧЕТ ИНТЕНСИВНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ОСТАТОЧНОЙ ВМЯТИНОЙ С ЭЛЛИПТИЧЕСКИМ КОНТУРОМ Сидякин Ю.И., Трунин А.В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ), VSTU@stanki.ru

CALCULATION OF STRAIN RATE UNDER RESIDUAL INDENT WITH ELLIPTIC CONTOUR Sidyakin Y.I., Trunin A.V.

The solution of Hertzian problem on a linear unit strain distribution and plastic strain rate on the axes of intrusion the toroidal roller into the elasto-plastic half-spase is received.

В соответствии с положениями, выдвинутыми и обоснованными в работе [1], одним из критериев оценки эффективности процессов поверхностно-пластического деформирования (ППД) валов путем обкатки их роликами или шариками с целью упрочнения, является интенсивность остаточной пластической деформации $\varepsilon_{i,0}$ поверхностного слоя, которая в оптимальном варианте должна быть близкой по значению к предельной равномерной деформации ε_p материала вала. В этом случае достигается максимальное физическое упрочнение материала, а возникающие в очаге деформации микротрещины не получают еще опасной степени развития. Поэтому применительно к процессам ППД, в которых реализуется силовое контактное взаимодействие тел, приводящее к возникновению пластической деформации, для назначения рациональных технологических параметров режимов обработки валов (усилия обкатки, геометрических размеров упрочняющих инструментов, величины подачи и пр.) необходимо располагать методикой расчетного определения ε_i в различных точках пластически деформированного объема материала, включая поверхность.

В работе [1] получено решение задачи о распределении интенсивности остаточной контактной деформации $\varepsilon_i(z)$ на линии вдавливания (т.е. на оси *z* с началом координат в центре контакта) тороидального индентора в упругопластическое полупространство в виде

$$\varepsilon_i = \varepsilon_i(z) = \varepsilon_{i,0} \exp\left(-cz/z_s\right),$$
(1)

где $\varepsilon_{i,0} = f(\beta) |\varepsilon_{z,0}|$ – интенсивность остаточной деформации в центре контакта; $\varepsilon_{z,0} = -ch/z_s$ – относительная линейная деформация в центре остаточной вмятины глубиной h с эллиптическим контуром на поверхности, имеющим большую a и малую b полуоси $(a/b = \beta)$; z_s – глубина распространения пластической деформации под вмятиной; c – коэффициент, определяемый выражением $c = ln(\varepsilon_{i,0}/\Delta\varepsilon_T) = ln$ (500 $\varepsilon_{i,0}$) при допуске остаточной деформации $\Delta\varepsilon_T = 0,002$.

Решение (1) получено в предположении, что компоненты интенсивности остаточной деформации (ε_x и ε_y) на линии вдавливания в направлении осей x и y, совпадающих соответственно с полуосями a и b эллиптической площадки контакта, пропорциональны средним деформациям в контакте, и соотношение между ними подчиняется зависимости [1]

$$\varepsilon_x/\varepsilon_y = \beta^2.$$
(2)

Откуда следовало, что при соблюдении условия постоянства объема материала при пластической деформации ($\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0$) функция $f(\beta)$ в уравнении (1) не зависела от координаты z и имела вид

$$f(\beta) = \frac{2\sqrt{3}}{3(1+\beta^2)} \sqrt{1+\beta^2+\beta^4}.$$
 (3)

Полученное решение с достаточной для практики точностью было рекомендовано [1] к использованию при контроле $\varepsilon_{i,0}$ в более сложных процессах деформирования, к которым, в частности, относится обкатка валов роликами. Однако исследования, выполненные в последнее время, привели к необходимости уточнения зависимости (2). Этот вывод основывается на анализе "сферической" модели упругопластического контакта тел двоякой кривизны и закономерностях протекания пластической деформации под сферическим индентором. Так, применительно к каждой из двух главных плоскостей кривизн поверхности остаточной вмятины (рис. 1) размеры ее полуосей *а* и *b* можно получить "внедрением" в тот же материал сферических инденторов диаметрами D_1 и D_2 разными контактными нагрузками F_1 и F_2 на одинаковую глубину: $h_1 = h_2 = h$. Значения D_1 и D_2 , F_1 и F_2 определяются расчетом по методике работы [1], при этом диаметры d_1 и d_2 контуров

отпечатков будут равны: $d_1 = 2a$ и $d_2 = 2b$, а глубины z_{s1} и z_{s2} распространения пластической деформации под ними при одинаковом среднем давлении в контакте в соответствии с известной формулой Хейфица будут находиться в соотношении



Рисунок 1. – "Сферическая" модель контакта тороидального ролика с упругопластическим полупространством

Поскольку деформация в контакте сферы с плоскостью является осесимметричной (относительно оси z), то $\varepsilon_{x1} = \varepsilon_{y1} = -0.5\varepsilon_{z1}$ и $\varepsilon_{x2} = \varepsilon_{y2} = -0.5\varepsilon_{z2}$. В соответствии с изложенным выше нетрудно показать, что с переходом к общему случаю упругопластического контакта тел соотношение между ε_x и ε_y изменится и в отличие от формулы (2) будет определяться другим уравнением

$$\frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_y} = f(\beta, z) = \frac{c_1}{c_2} \beta \exp\left[-k_z(c_2 - c_1)\right],$$
(4)

в котором параметры с индексом 1 и 2 относятся к сферическим инденторам диаметрами D_1 и D_2 и рассчитываются по соответствующим им [1] формулам; коэффициент k_z определяет уровень пластически деформированного слоя (см. рис. 1) в пределах каждой глубины наклепа:

$$k_z = \frac{z_1}{z_{s1}} = \frac{z_2}{z_{s2}} = \frac{z}{z_s}.$$

Тогда на уровне $z = k_z z_s$

$$\varepsilon_y = -\frac{\varepsilon_z}{1 + f(\beta, z)} \qquad \text{if } \qquad \varepsilon_x = -\frac{f(\beta, z)}{1 + f(\beta, z)} \varepsilon_z,$$

и при расчете ε_i по уравнению (1) с учетом (3) в последнем, вместо выражения (2), необходимо использовать соотношение (4). Предварительные расчеты показывают, что величина отношения $\varepsilon_x/\varepsilon_v$ на глубине z_s близка по значению к β .

Литература

1. Дрозд М.С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации /Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИИ СПЛАВА АМГ6 С УЧЕТОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ Смирнов А.С., Коновалов А.В.

Россия, Институт машиноведения УрО РАН, smirnov@imach.uran.ru

SIMULATION RHEOLOGY OF AMG6 ALLOY SUBJECT TO DYNAMIC STRAIN AGING Smirnov A.S., Konovalov A.V.

New rheological model taking into account dynamic strain aging is described. The model was tested on AMg6 alloy under 400°C when occur dynamic aging and dynamic recrystallization. Behavior of these processes in AMg6 alloy is confirmed by EBSD, TEM and optical metallography. It is shown that new model has a good agreement with experimental dates obtained by compression test of AMg6 alloy under 400°C.

Работа направлена на решение актуальной проблемы механики, связанной с построением определяющих соотношений, адекватно описывающих реологию деформации твердых тел при высоких температурах. Одним из ключевых моментов в этой задаче является правильный выбор описания сопротивления деформации, которое должно учитывать многообразие физических процессов, отвечающих за упрочнение и разупрочнение металлов при высокотемпературной деформации. При горячей деформации металлов и сплавов в отсутствии фазовых превращений разупрочнение происходит за счет динамического возврата, полигонизации и рекристаллизации [1]. Одновременно с этим может протекать процесс динамического деформационного старения, который приводит к упрочнению сплава [2, 3].

В работе описана структурно-феноменологическая вязкопластическая модель сопротивления деформации, учитывающая упрочнение металла за счет приращения плотности дислокаций и динамического деформационного старения, а также его разупрочнение за счет динамического возврата и рекристаллизации. Модель разработана на базе модели сопротивления деформации [4] и представляет следующую систему уравнений

$$\sigma_{s} = \sqrt{3}k + \frac{\sqrt{3}}{2}q,$$

$$k = k_{0} + \rho V_{n}(a_{10} + a_{11}V_{p})^{a_{12}}, \dot{\rho} = a_{1}\exp(-a_{2}\rho)H - a_{3}\rho,$$

$$\dot{V}_{p} = a_{13}H - a_{14}\frac{V_{n}}{1+\rho},$$

$$\left\{ \begin{aligned} a_{5}\Lambda_{r}R^{2}\frac{dR}{dt}, ec\pi V_{r} \leq a_{6}, \\ \dot{V}_{r}^{*} = \begin{cases} a_{5}\Lambda_{r}R^{2}\frac{dR}{dt}, ec\pi V_{r} \leq a_{6}, \\ \dot{V}_{r}^{*}\left(\frac{1-V_{r}}{1-a_{6}}\right)^{a_{7}}, ec\pi V_{r} > a_{6}, \\ \dot{V}_{r}^{*}, npu V_{r} = a_{6}, \\ \dot{V}_{r}^{*}, npu V_{r} = a_{6}, \end{cases} \right\}$$

$$\Lambda_{r} = \int_{0}^{t_{r}}Hdt, \quad \frac{dR}{dt} = H\rho \quad npu \quad \rho > a_{4}, \\ q = a_{8}\ln(1+a_{9}H), \end{aligned}$$

где k – напряжение текучести в условии пластичности Мизеса, $a_0 = k(t_0)$, t_0 – момент времени начала пластической деформации; q – функция, описывающая вязкие свойства материала; ρ величина, пропорциональная приращению плотности дислокаций за счет пластической деформации; H - интенсивность скоростей деформации сдвига (для одноосного напряженного состояния при сжатии $H = \sqrt{3}|v|/h$; v – скорость перемещения захвата испытательной машины; h – текущая высота деформируемого образца); Λ_r – степень деформации сдвига, накопленная до начала динамической рекристаллизации; V_n , V_r – нерекристаллизованная и рекристаллизованная доли

объема металла, соответственно; V_p – приращение объема интерметаллидов и примесных атомов,

блокирующих дислокации; R – радиус рекристаллизованного зерна, $R(t_r) = 0$, t_r – момент времени начала динамической рекристаллизации, определяемый условием $\rho = a_4$; a_i (i = 0,...,14) – параметры модели, подлежащие идентификации по опытным данным.

При посторении модели были приняты следующие допущения: вся пластическая деформация сосредоточена в нерекристаллизованном объеме V_n , а приращение напряжения текучести k в условии пластичности Мизеса происходит за счет пластической деформации и пропорционально объему V_n , величине ρ , характеризующей приращение плотности дислокаций, и приращению объема интерметаллидов и примесных атомов V_p , блокирующих дислокации ($V_n + V_p + V_r = 1$).

При записи уравнения для скорости изменения объема V_p использовали выводы работ [2, 3] по описанию физики динамического деформационного старения в сплавах. В этих работах отмечается, что примесные атомы легирующих элементов притягиваются в скопления дислокаций под воздействием создаваемых ими полей напряжений. В результате этого происходит блокирование дислокаций примесными атомами или образовавшимися интерметаллидами, что приводит к росту объема V_p .

Модель была апробирована на сплаве АМг6 при температуре пластометрических испытаний 400°С. Дополнительно выполнили комплекс металлографических исследований с использованием методов оптической металлографии, дифракции отраженных электронов и просвечивающей электронной микроскопии. Это позволило установить, что в сплаве АМг6 при температуре деформации 400°С основным процессом разупрочнения является динамическая рекристаллизация, а также в ходе деформации протекает динамическое деформационное старение, которое приводит к появлению второго участка упрочнения на кривой сопротивления деформации. Показано, что модель с хорошей точностью описывает реологическое поведение сплава при высоких температурах, когда активно протекает динамическая рекристаллизация и имеет место динамическое деформационное старение.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований ОЭММПУ РАН "Физико-химическая механика неравновесных систем".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. Учебное пособие для вузов. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
- 2. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. М: Металлургия, 1972. 320 с.
- 3. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г., Каплун Ю.А. Динамическое старение сплавов. М.: Металлургия, 1985. 223 с.
- 4. Коновалов А.В. Вязкопластическая модель сопротивления металла высокотемпературной деформации // Металлы. 2005. № 5. С. 94-98

МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ АДДИТИВНЫХ СХЕМ НА ОСНОВЕ РАЗБИЕНИЯ МНОГОУГОЛЬНЫХ ЧИСЕЛ ТРЕУГОЛЬНИКА ПАСКАЛЯ Смоляков В.М., Соколов Д.В., Нилов Д.Ю., Поляков М.Н.

Россия, Тверской государственный университет, E-mail: smolyakov@inbox.ru

METHOD OF ADDITIVE SCHEME CONSTRUCTION ON THE BASE OF PASCAL TRIANGLE MULTIANGULAR NUMBER SPLITTING

V.M. Smolyakov, D.V. Sokolov, D.Yu. Nilov, M.N. Polyakov Russia, Tver State University, E-mail: smolyakov@inbox.ru

It is shown by the example of additive scheme for X-substituted trigonal antiprism (TA) that Paskal triangle lines may be used for the description of isomer substitutions of molecules with given symmetry. Each coefficient of the scheme is the number of given subgraph superpositions on the graph *G* under study. Property (*P*) of TA is a sum of the contributions given by the structure elements presented as "spatial" subgraphs of varying complexity. Columns $C_n^1, C_n^2, \ldots, C_n^m$ ($m \le n, n - X$ substituent number) are polyhedron structural invariants. For X-substituted TA (symmetry group D_{3d}) one obtains

$$P_{\text{TA}} = C_n^0 p_0 + C_n^1 p_1 + \ldots + C_n^{n-1} p_{n-1} + C_n^n p_n, \qquad (1)$$

where p_1, p_2, \ldots are parameters, and C_n^0, C_n^1, \ldots are their numbers, among them $C_n^2, C_n^3, C_n^4, \ldots$ are
triangular (K₃), tetrahedral (K_{TE}), four-dimensional tetrahedral (K_{4-TE}), etc. For the property *P* of X-
substituted TA, taking into account the enantiomerism, one obtains

$$P_{\rm TA} = \omega_0 \rho_0 + \omega_1 \rho_1 + \omega_2 \rho_2 + \dots + \omega_{14} \rho_{14} + \omega_{15} \rho_{15}, \qquad (2)$$

where ρ_0 , ρ_1 ,...are empirical parameters, ω_0 , ω_1 ...are their numbers: $\omega_0 = 1$; $\omega_1 = i + j = n$ is the number of X substituents; *i* is the X number for the first equilateral triangle, *j* – for the second; $\omega_2 = [i(i-1)+j(j-1)]/2$; $\omega_3 = ij - n^{g_+}$, $\omega_4 = n^{g_-}$; $\omega_4 = n^{g_-}$; $\omega_5 = n^{g_+}$;

 $\omega_{6} = [i(i-1)(i-2)+j(j-1)(j-2)]/6; \ \omega_{7} = (ij-2n^{g})(i+j-2)/2; \ \omega_{8} = (ij-2n^{g}+)(i+j-2)/2; \ \omega_{9} = (2n^{g}+2n^{g}-ij)(i+j-2)/2; \ \omega_{10} = ij[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/6 = n^{g+}[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/2 = n^{g-}[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/2 = n^{g-}[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/2; \ \omega_{11} = (ij-n^{g+}-n^{g-})(ij-n^{g+}-n^{g-}-1)/2; \ \omega_{12} = n^{g+}(n^{g+}-1)/2; \ \omega_{13} = n^{g-}(n^{g-}-1)/2; \ \omega_{14} = ij(i-1)(j-1)(i+j-4)/4 = n^{g-}(i-1)(j-1)(i+j-4)/4 = n^{g-}(n^{g-}-1)(i+j-4)/2; \ \omega_{15} = ij(i-1)(j-1)(i-2)(j-2)/36 = n^{g+}(i-1)(j-1)(i-2)(j-2)/12 = n^{g-}(i-1)(j-1)(i-2)(j-2)/12 = n^{g+}(n^{g+}-1)(i-2)(j-2)/6 = n^{g-}(n^{g-}-1)(i-2)(j-2)/6 = n^{g-}(n^{g-}-1)(n^{g+}-2)/6 = n^{g-}(n^{g-}-1)(n^{g-}-2)/6.$ Here n^{g+} , n^{g-} is the number of substituent pairs in *gosh*-position; $\omega_{2} - \omega_{5}$ is the number of subgraphs with two substituents, where $\omega_{2}+\omega_{3}+\omega_{4}+\omega_{5}=C_{n}^{2}=K_{3}; \ \omega_{6}-\omega_{3}$ is the number of subgraphs with three substituents, $\omega_{6}+\omega_{7}+\omega_{8}+\omega_{9}=C_{n}^{3}=K_{7};$ $\omega_{10}-\omega_{13}$ is the number of subgraphs with four substituents, $\omega_{10}+\omega_{11}+\omega_{12}+\omega_{13}=C_{n}^{4}=K_{4}$, $m_{2}; \ \omega_{14}$ is the number of subgraphs with five substituents, and ω_{15} is for six substituents. In this way all 16 isomeric TA structures (for example, ethane X-substitutes in chess-board conformation) with symmetries: \mathbf{D}_{3d} , \mathbf{C}_{s} , \mathbf{C}_{2h} , \mathbf{C}_{2} , \mathbf{C}_{2

Reference

1. Smolyakov V.M. // Calculation methods in physical chemistry. Kalinin, 1988. P. 39-68.

На примере аддитивной схемы для X-замещенных тригональной антипризмы (TA) показано, что для описания изомеров замещения многогранника (молекулы) с заданной симметрией можно использовать строки треугольника Паскаля. Каждый коэффициент схемы есть число способов наложения данного подграфа на исследуемый граф G. Свойство (P) TA есть сумма вкладов, вносимых элементами структуры, представленными в виде "пространственных" подграфов различной сложности. Столбцы $C_n^1, C_n^2, \ldots C_n^m$ ($m \le n$, n -число заместителей X) – структурные инварианты полиэдра. Для X-замещенного TA (группа симметрии D_{3d}) получим

$$P_{\rm TA} = C_n^0 p_0 + C_n^1 p_1 + \ldots + C_n^{n-1} p_{n-1} + C_n^n p_n, \qquad (1)$$

где p_1, p_2, \ldots – параметры, а $C^0_n, C^1_{n,\ldots}$ – их числа, из которых $C^2_n, C^3_n, C^4_n, \ldots$ – треугольные (K₃), тетраэдрические (K_{TЭ}), четырехмерные тетраэдрические (K_{4. тэ}) и т.д. Для свойства *P* Х-замещенного ТА с учетом энантиомерии получим

$$P_{\rm TA} = \omega_0 \rho_0 + \omega_1 \rho_1 + \omega_2 \rho_2 + \dots + \omega_{14} \rho_{14} + \omega_{15} \rho_{15}, \qquad (2)$$

где ρ_0 , ρ_1 ,...– эмпирические параметры, ω_0 , ω_1 ...– их числа: $\omega_0 = 1$; $\omega_1 = i + j = n$ – число заместителей X; *i* – число X у первого равностороннего треугольника, а *j* – у второго; $\omega_2 = [i(i-1)+j(j-1)]/2$; $\omega_3 = ij - n^{g_+} - n^{g_-}$; $\omega_4 = n^{g_-}$; $\omega_5 = n^{g_+}$;

 $\omega_{6} = [i(i-1)(i-2)+j(j-1)(j-2)]/6; \omega_{7} = (ij-2n^{g})(i+j-2)/2; \omega_{8} = (ij-2n^{g+})(i+j-2)/2;$ $\omega_{9} = (2n^{g+}+2n^{g-}-ij)(i+j-2)/2; \omega_{10} = ij[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/6 = n^{g+}[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/2 = n^{g-}[(i-1)(i-2)+(j-1)(j-2)]/2; \omega_{11} = (ij-n^{g+}-n^{g-})(ij-n^{g+}-n^{g-}-1)/2; \omega_{12} = n^{g+}(n^{g+}-1)/2; \omega_{13} = n^{g-}(n^{g-}-1)/2; \omega_{14} = ij(i-1)(j-1)(i+j-4)/12 = n^{g+}(i-1)(j-1)(i+j-4)/4 = n^{g-}(i-1)(j-1)(i+j-4)/4 = n^{g-}(n^{g-}-1)(i+j-4)/2;$ $\omega_{15} = ij(i-1)(j-1)(i-2)(j-2)/36 = n^{g+}(i-1)(j-1)(i-2)(j-2)/12 = n^{g-}(i-1)(j-1)(i-2)(j-2)/12 = n^{g+}(n^{g+}-1)(i-2)(j-2)/6 = n^{g-}(n^{g-}-1)(i^{g+}-2)/6 = n^{g-}(n^{g-}-1)(n^{g-}-2)/6.$ Здесь n^{g+} , n^{g-} число пар заместителей в *гош*-расположении; $\omega_{2} - \omega_{5}$ – числа подграфов, с двумя заместителями, причём $\omega_{2}+\omega_{3}+\omega_{4}+\omega_{5}=C_{n}^{2}=K_{3}; \omega_{6}-\omega_{9}$ – числа подграфов с тремя заместителями, $\omega_{6}+\omega_{7}+\omega_{8}+\omega_{9}=C_{n}^{3}=K_{19}; \omega_{10}$ – ω_{13} – числа подграфов с четырьмя заместителями, $\omega_{10}+\omega_{11}+\omega_{12}+\omega_{13}=C_{n}^{4}=K_{4,17}; \omega_{14}$ – число подграфов с пятью заместителями; а ω_{15} – с шестью. Итак, все 16 изомерных структур TA (например, X-замещённых TA (этана) в шахматной конформации) соответственно с симметрией: **D**_{3d}, **C**_s, **C**_s, **C**_{2h}, **C**₂, **C**₂, **C**_{3v}, **C**₁, **C**₁, **C**₅, **C**₂, **C**₂, **C**_{3v}, **D**₄ – **D**₄(1].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1 Смоляков В.М.// Расчетные методы в физической химии. Калинин, 1988. С. 39-68.

ВЫБОР АЛГОРИТМА ИДЕНТИФИКАЦИИ ДЛЯ ОБЪЕДИНЕНИЯ ПЕРЕКРЫВАЮЩИХСЯ ИЗОБРАЖЕНИЙ ПРИ ИЗМЕРЕНИИ ДЕФОРМАЦИИ Солодушкин А.И., Кибиткин В.В., Плешанов В.С.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения CO PAH, vvk@ispms.tsc.ru

THE CHOICE OF IDENTIFICATION ALGORITHM FOR UNION OF OVERLAPPING IMAGES TO MEASURE THE DEFORMATION

Solodushkin A.I., Kibitkin V.V., Pleshanov V.S.

To increase the accuracy of measuring deformation in the scale of specimen, it needs to union overlapping images of materials surface. It is shown analytically that "sliding window" algorithm diminishes calculation time in tens times. Stability of correlation, square and differential algorithms was tested by numerical simulation. It was proved that the most stable algorithm is correlation algorithm.

При исследовании процессов пластической деформации и разрушения материалов необходимо измерять эволюцию полей векторов смещений и деформацию с высокой точностью в масштабе образца. Для этих целей в данной работе используется метод корреляции цифровых изображений.

С ростом оптического увеличения микроскопа возрастает чувствительность и точность метода. При этом уменьшается размер отдельного изображения, который становится меньше исследуемой области. Поэтому возникла необходимость построения единого поля смещений. Решение этой задачи позволит разрешить отмеченное противоречие и даст возможность исследовать деформационную структуру и ее эволюцию на мезо- и макроуровнях.

Здесь принципиально возможны два пути. Можно либо объединять векторные поля, имеющие общую область, в единое поле, либо сначала объединять изображения с общей областью, а затем по этим единым изображениям строить объединенное векторное поле. При объединении векторных полей необходимо, чтобы каждое из этих полей было измерено с высокой точностью в области перекрытия. Это не всегда оказывается возможным, и в данной работе рассмотрена задача объединения перекрывающихся изображений.

В эксперименте не всегда возможно точно задать величину перекрытия, но ее можно найти из изображений, имеющих общую область. Задача определения координат перекрытия сведена к задаче нахождения глобального экстремума функционала вида: $S = \sum f(I_1, I_2)$, где $I_1(I_2)$ – значения пикселей в первом (втором) изображении; f – мера близости.

Алгоритм, используемый при поиске координат сдвига изображений, когда происходит сканирование одного массива относительно другого, оказывается недостаточно эффективным. Это связано со значительным временем поиска координат экстремума функционала. Время расчета при сшивке изображений с помощью этого алгоритма возрастает пропорционально квадрату размера массива, поэтому оно на 2–3 порядка выше, чем при сшивке векторных полей.

Для уменьшения времени расчета предлагается использовать метод "скользящего окна". На одном из изображений в области перекрытия выбирается некоторый участок ("окно") размером $a \times a$. Далее этим участком последовательно производится сканирование в пределах области поиска и для каждого текущего положения рассчитывается функционал. По координатам экстремума этого функционала можно вычислить координаты сдвига.

Можно показать, что выигрыш по времени при поиске координат сдвига методом "скользящего окна" вычисляется по формуле:

$$K \approx I_m (2I_1 - I_m) \Delta x^2 / (2a^2 (\Delta x - a)(I_1 - a)), \qquad (1)$$

где $I_m(\Delta x)$ – количество строк (столбцов) сканирования, $I_1(J_1)$ – количество строк (столбцов) изображения, a – размер "окна".

При размере "окна" $a \square 30 \div 40$ выигрыш по времени будет составлять $K \square 30 \div 50$. Размер изображения (1280×1024), число градаций серого (256) соответствуют техническим характеристикам камеры Infinity 1M, которая использовалась в экспериментах.

Для проверки устойчивости работы алгоритма к влиянию погрешности были сформированы два оптических изображения поверхности образца сварного соединения стали 10Г2С с известным перекрытием. Были рассмотрены три вида функционалов – разностный (2), квадратичный (3) и корреляционный (4), которые можно записать в условном виде следующим образом:

$$Sa = \sum \left| I_2 - I_1 \right| \tag{2}$$

$$Sb = \sum (I_2 - I_1)^2$$

$$Sc = (\sum (I_1 - \bar{I}_1) \cdot (I_2 - \bar{I}_2)) / \sqrt{\sum (I_1 - \bar{I}_1)^2 \cdot \sum (I_2 - \bar{I}_2)^2},$$
(3)
(4)

где $I_1(I_2)$ – значения пикселей в первом (втором) изображении; $\bar{I}_1(\bar{I}_2)$ – среднее арифметическое для выборки из первого (второго) изображения.

При численном моделировании методом Монте-Карло для обоих кадров к значению яркости каждого элемента изображения (пикселя) v добавляли ошибку v_e при заданном размахе аддитивной погрешности β и округляли до целого. Плотность вероятности для погрешности описывали нормальным законом распределения. Систематическую ошибку принимали равной нулю (m=0). Тогда каждое такое изображение с учетом погрешности примет вид:

$$v_r(x, y) = v(x, y) + v_e$$
, (5)
 $v_r = Gauss(m = 0, \sigma = \beta/6)$, (6)



Рис. 1. Зависимости ошибки нахождения координат сдвига Δu от размаха погрешности β для корреляционного (1), квадратичного (2) и разностного (3) алгоритмов. Размер "окна" 25×25. Размер изображений 400×400.



Рис. 2. Зависимости величины предельного размаха погрешности β_{lim} от размера "окна" *а* для корреляционного (1), квадратичного (2) и разностного (3) алгоритмов. Размер изображений 400×400

где $Gauss(m,\sigma)$ – функция нормального распределения с математическим ожиданием *m* и дисперсией σ , β – размах погрешности. Условие $\sigma = \beta/6$ означает, что все случайные величины с вероятностью 0,997 (правило шести сигма) попадут в диапазон $[-\beta/2 \div \beta/2]$.

На основе рассмотренных ранее алгоритмов (*Sa*, *Sb* и *Sc*) рассчитывали координаты сдвига и ошибку как разницу между найденным значением сдвига и точным.

Влияние ошибки измерений на точность нахождения сдвига изображений при заданном размере "окна" показано на рис. 1. Видно, что существует некоторое предельное значение уровня шума, при котором алгоритмы сохраняют свою работоспособность.

На рис.2 показано влияние размера "окна" a на величину предельной погрешности β_{lim} , при которой ошибка нахождения координат сдвига составляет не более 2 пикселей. Видно, что с увеличением размера "окна" возрастает устойчивость алгоритмов к шуму, но независимо от размера "окна" наиболее устойчивым остается корреляционный алгоритм.

Таким образом, аналитически доказано, что алгоритм "скользящего окна" позволяет сократить время расчета координат сдвига изображений в десятки раз. Методами численного моделирования показано, что при формировании единого изображения корреляционный алгоритм является наиболее устойчивым к влиянию погрешности. С увеличением размера "окна" корреляционный алгоритм становится более устойчивым к влиянию погрешности, и существует некоторое оптимальное значение, при котором время расчета и величина погрешности будут приемлемыми.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ №07-08-00060.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ БАЛОК С УСИЛИВАЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА

Табанюхова М.В.

Россия, Новосибирский государственный архитектурно–строительный университет (Сибстрин) e-mail: bdtmv@mail.ru

DETERMINATION OF STRESS STATE IN BEAMS WITH INTENSIFY LAYER OF CARBOPLASTIC Tabanyukhova M.V.

Abstract.

With photoelastic method was determinated stress state in beams with intensifying layer of carboplastic. Received fields of stress in beams models with cracks and without cracks. The analysis of influence of intensify layer on stress concentration near of crack's summit.

Количество подлежащих восстановлению конструкций промышленных и гражданских зданий исчисляется сотнями тысяч. Существует несколько способов усиления строительных конструкций, наиболее прогрессивным является укрепление композитными материалами на основе высокопрочных углеродных волокон. Его преимущества: малый вес подкрепляющего слоя из углепластика, высокая прочность, отсутствие коррозии и т.д. Недостатком является разрушение материала конструкции в зоне, примыкающей к подкрепляющему слою, отслоение углепластика с течением времени. Интерес представляет выявление причин, приводящих к этому и отыскание путей их устранения.

Выполнено модельное исследование балок с подкрепляющим слоем из углепластика. Целью работы является изучение полей напряжений в балочных конструкциях при наличии частичного разрушения в виде трещин. Рассмотрено влияние усиливающего слоя на напряжённое состояние моделей в целом и на концентрацию напряжений у вершины трещины.

Испытания проводились с помощью поляризационно-оптической установки ППУ-7. Модели балок из пьезооптического оргстекла марки Э2 с трещиной-пропилом на вертикальной оси симметрии и без трещины подвергались чистому и прямому поперечному изгибу. Затем на нижний контур этих образцов с помощью эпоксидной смолы наклеивался слой углепластика, и вся процедура повторялась вновь.

Результатом поляризационно-оптического эксперимента являются картины полос интерференции, которые представляют собой поля напряжений. При изучении картин полос интерференции установлено, что при чистом изгибе сплошной балки (без трещин-пропилов) введение углепластика приводит к незначительному снижению напряжений на нижнем контуре модели, которое составляет примерно 12%. При прямом поперечном изгибе отличие между напряжениями существенно для модели с углепластиком и без него, разница на нижнем контуре модели составляет 55%. При чистом изгибе образцов с трещиной введение углепластика позволяет уменьшить напряжения в растянутой зоне балки. Так, на некотором удалении от трещины напряжения отличаются на 50%. Вблизи вершины трещины в модели с углепластиком напряжения снижаются на 70% по сравнению с моделью без усиливающего слоя. При прямом поперечном изгибе моделей балок с трещиной введение углепластика приводит к уменьшению напряжений на контуре модели в растянутой зоне на 60%, а вблизи вершины трещины на 65%.

На основе выполненных исследований можно заключить, что введение усиливающего слоя из углепластика приводит к повышению прочности балки, к существенному снижению напряжений по всему полю модели при прямом поперечном изгибе. При моделировании трещин выявлено значительное снижение напряжений при чистом и прямом поперечном изгибе с введением подкрепляющего слоя, а также резкое снижение концентрации напряжений у вершины трещиныпропила.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПОЛЯ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ Тялин Ю.И., Тялина В.А.

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

ELECTRIC FIELDS IN PLASTICALLY DEFORMED CRYSTALS WITH THE CHARGED DISLOCATIONS Tyalin Yu.I., Tyalina V.A.

Russia, Derzhavin Tambov State University, e-mail: tyalin@tsu.tmb.ru

Expressions for strength of the electric field created by a dislocation source in crystals with charged dislocations are given.

Наличие электрического заряда на дислокациях экспериментально установлено для широкого круга диэлектрических и полупроводниковых материалов. В таких материалах скопления дислокаций создают не только упругие, но и электрические поля [1, 2]. В настоящей работе приводятся выражения для напряженностей электрических полей, создаваемых дислокационным источником в кристалле с заряженными дислокациями.

Одним из механизмов размножения дислокаций при пластической деформации является источник Франка – Рида [3]. При срабатывании такого источника электрическая структура деформированного кристалла может быть представлена скоплением испущенных заряженных дислокаций и плоским электрическим слоем с зарядом противоположного знака в его центре.

Примем, что дислокации являются прямолинейными и приобретают электрический заряд по мере их движения за счет захвата заряженных дефектов в объеме кристалла, как в щелочно-галоидных кристаллах. Пусть максимальный линейный заряд λ формируется при ее движении на пути l [4]. Полуширина слоя *a* будет равна nl (n – число испущенных дислокаций), а поверхностная плотность заряда $\sigma = \lambda/l$. Для компонент напряженности электростатического поля получаем выражения:

$$E_x = \frac{2\lambda}{\varepsilon l} \ln \frac{r_2}{r_1}; \ E_y = \frac{2\lambda}{\varepsilon l} (\theta_1 - \theta_2).$$
(1)

Смысл величин в (1) поясняет рис. 1. В окрестности $z = a + re^{i\theta}$ правой границы слоя $\theta_2 \approx 0$, $\theta_1 \approx \theta$, $r_1 = r$, $r_2 = 2a$ и

$$E_x(r) = \frac{2\lambda}{\varepsilon l} \ln(\frac{2a}{r}). \tag{2}$$

Выражение (2) содержит логарифмическую особенность относительно *r*. Поэтому у границы слоя максимальная величина напряженности не будет намного превышать напряженность поля в центре слоя $E_y(0,0)\approx 2\pi\lambda/\epsilon l$. Величина же последней зависит только от соотношения линейной плотности электрического заряда дислокации и пробега, на котором она приобретает этот заряд. Приведем числовые оценки. В центре слоя при $\lambda=10^{-3}$ ед. CGSE/см., $l=10^{-4}$ см и $\epsilon=6$ напряженность E_y составит ~10 ед. CGSE/см.



Рис.1. Схема к расчету напряженности электростатического поля заряженного слоя в центре источника дислокаций

У границ слоя напряженность будет немного выше, при $a/r=10^3$ получим $E_x \approx 30$ ед. CGSE/см. Это значение несколько меньше пробойной напряженности атмосферного газа, окружающего кристалл. Однако при этом следует иметь в виду следующее обстоятельство. Например, выход скопления на поверхность кристалла будет сопровождаться образованием плоского слоя, подобного слою в центре источника, но максимальная плотность поверхностного заряда для этой ситуации будет в l/b раз больше (b – вектор Бюргерса дислокаций). Это обстоятельство может приводить к существенно более

высоким значениям напряженности электрического поля, что следует учитывать при рассмотрении механоэлектрических процессов с участием заряженных дислокаций. Аналогичный эффект "усиления", очевидно, будет иметь место и в материалах типа A^2B^6 , для которых величина l также должна иметь размеры порядка b.

При рассмотрении дислокационного скопления возьмем только его часть по одну сторону источника без учета взаимодействия с дислокациями противоположного механического знака по его другую сторону. Найдем равновесное распределение n подвижных дислокаций скопления в поле напряжения источника $\tau(x)$, удерживаемых напряжением трения τ_s . Зададим $\tau(x)$ упругим полем дислокации с вектором Бюргерса mb, где m целое число. Уравнение равновесия будет иметь следующий вид

$$\frac{mDb}{x} - Db \int_{l_1}^{l_2} \frac{\rho(t)}{t - x} dt - \tau_s = 0,$$
(3)

где $D=G/2\pi(1-\nu)$, G – модуль сдвига, ν - коэффициент Пуассона, l_1 и l_2 - левая и правая границы скопления, $\rho(t)$ – плотность дислокаций в скоплении. Решение (3), ограниченное в точках $x=l_1$ и $x=l_2$, являющимися границами скопления, дается выражением [5]

$$\rho(x) = \frac{mb}{\pi\sqrt{l_1l_2}} \frac{1}{x}\sqrt{(l_2 - x)(x - l_1)},$$

rge $l_1 = \frac{bD}{\tau}(n - \sqrt{(n + m)^2 - m^2} + m), \ l_2 = \frac{bD}{\tau}(n + \sqrt{(n + m)^2 - m^2} + m).$

Зная плотность $\rho(x)$, можно найти напряженность электрического поля E(z) скопления

$$E(z) = \frac{2\lambda}{\varepsilon} \frac{m}{\sqrt{l_1 l_2}} \frac{1}{z} \left(z + \sqrt{(l_2 - z)(l_1 - z)} - \sqrt{l_1 l_2} \right).$$
(4)

В полярных координатах выражение (4) примет следующий вид:

$$E(r,\phi) = \frac{2\lambda}{\varepsilon} \frac{m}{\sqrt{l_1 l_2}} \left(1 - \frac{\sqrt{r_1 r_2}}{r} e^{-i(\phi_1 + \phi_2 - 2\phi)/2} - \frac{\sqrt{l_1 l_2}}{r} e^{-i\phi} \right),$$
(5)
$$r_1 = \sqrt{(x - l_1)^2 + y^2}; \quad r_2 = \sqrt{(x - l_2)^2 + y^2}; \quad r = \sqrt{x^2 + y^2};$$

$$\phi_1 = \operatorname{arctg} \frac{y}{x - l_1}; \quad \phi_2 = \operatorname{arctg} \frac{y}{x - l_2}; \quad \phi = \operatorname{arctg} \frac{y}{x}.$$

С точки зрения возможности создания электрического поля в кристалле скопление дислокаций, как и область в центре источника, представляет собой плоский заряженный слой. Но только плотность электрического заряда в этом слое не является постоянной, а задается величиной ρ . Таким образом, для напряженности поля в среднем будут иметь место приведенные выше оценки с учетом относительных размеров скопления (l_2 - l_1) и обедненного слоя 2a. Но за счет неравномерного распределения электрического заряда вдоль длины скопления возможна также локальная концентрация электрического поля в местах с высокой величиной плотности дислокаций.

В зависимости от величины электрического заряда дислокаций, напряжений источника дислокаций и сопротивления кристалла сдвигу величина напряженности поля у левой границы скопления может достигать значений ~10² ед. CGSE. Это величины, сравнимые с напряженностью электрического пробоя воздуха.

Приводимые в работе результаты могут быть использованы для интерпретации механоэлектрических процессов, имеющих место на стадии активного деформирования кристаллов, дислокации в которых являются заряженными.

Литература

1. Тялин Ю.И., Финкель В.М. Скопления заряженных дислокаций и зарождение трещин в неметаллических кристаллах. Доклады АН СССР, 1984, т. 279, № 5, с. 1126-1130.

2. Тялин Ю.И., Финкель В.М., Гурова О.В., Копылов Н.В. Специфика скоплений заряженных дислокаций. Физика твердого тела, т. 27, № 10, 1985, с. 3005-3009.

3. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М., Атомиздат, 1972. – 599 с.

4. Шевцова И.Н. Заряжение подвижных дислокаций и электризация ионных кристаллов при пластической деформации. Физика твердого тела, 1983, т. 25, № 4, с. 1172-1178.

5. Владимиров В.И., Хананов Ш.Х. Дискретно-континуальное рассмотрение дислокационных скоплений // Физика металлов и металловедение. – 1969. – Т. 27, N 6. – С. 969 – 975.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ СКОЛЬЖЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛЕ NI С СИММЕТРИЧНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН НАКЛОНА

Харина Е.Г.,¹ Ракитин Р.Ю.², Старостенков М.Д.²

¹ Россия, Кузбасская государственная педагогическая академия, jane-ohara@yandex.ru ² Россия, Алтайский государственный технический университет, genphys@mail.ru

COMPUTER SIMULATION OF ENERGY SURFACES SLIDING IN NI NANOCRYSTAL WITH SYMMETRICAL TILT GRAIN BOUNDARIES.

Kharina E.G.¹, Rakitin R.Ju.², Starostenkov M.D.²

The energy characteristics of Ni nanocrystal are researched by molecular dynamics method. The stable and unstable conditions of atomic packing are revealed by a construction of energy g-surfaces sliding along symmetrical tilt grain boundaries with angle disorientation of 12 degrees.

Благодаря особенностям строения, нанокристаллические материалы по свойствам существенно отличаются от обычных поликристаллов. По этой причине в настоящее время уменьшение размера зерен рассматривается как эффективный метод изменения свойств твердого тела.

Малый размер зерен обуславливает также большую развитость и протяженность межзеренных границ раздела, которые при размере зерна от 100 до 10 нм содержат от 10 до 50% атомов нанокристаллического твердого тела. Кроме того, сами зерна могут иметь различные атомные дефекты – например, вакансии, дисклинации и дислокации, количество и распределение которых качественно иное, чем в крупных зернах размером 5-10 мкм и более. Также, нанокристаллические материалы отличаются высокой диффузионной подвижностью атомов, на 5-6 порядков превосходящей таковую в обычных поликристаллах, однако механизмы диффузионных процессов в нанокристаллических веществах понятны далеко не полностью, и в литературе по этому поводу имеются противоположные объяснения. Например, до сих пор остается дискуссионным вопрос о микроструктуре нанокристаллов, т.е. о строении границ раздела и их атомной плоскости, а влиянии нанопор и других свободных объемов, а также энергетических характеристик на свойства нанокристаллов [1].

Исследование структуры отдельных границ зерен, а тем более их энергетических характеристик в прямых экспериментах сопряжено со многими трудностями. В первую очередь с получением нанокристаллов с определенным набором границ зерен [2, 3]. Поэтому, на сегодняшний день, одним из наиболее оптимальных способов исследования нанокристаллических структур является компьютерный эксперимент.

В данной работе, эксперименты проводились для нанокристаллов с ГЦК структурой и симметричными границами зерен наклона (111) с использованием разработанной программы «Границы зерен в металлах (GB3D)» [4].

Граница зерен создавалась посередине кристалла (расчетной ячейки) путем разориентации его левой и правой части на угол θ (12°) вокруг направления [100]. При этом два зерна оказывались симметричными относительно плоскости (01 $\overline{1}$), расположенной в центре кристалла (рис.1а). Расчетный кристалл содержал 20000-30000 атомов и представлял собой параллелепипед размером ~119x105x24 Å. Во избежание выхода атомов за пределы кристалла на расчетный блок накладывались граничные условия: а) жесткие по направлениям <001> и <010>, что предотвращало выход ГЗ за пределы расчетного блока, б) периодические по направлению <100>, что позволяло зернограничным дислокациям (далее ЗГД) свободно перемещаться в плоскости ГЗ. Для удобства описания результатов эксперимента в данной работе за оси координат в кристалле приняты следующие кристаллографические направления: x - <010>, y - <001>, z - <100>. Аналогичные действия производились для каждой расчетной ячейки со взаимным сдвигом зерен. Сдвиг зерен осуществлялся с шагом 0,5 Å в двух взаимноперпендикулярных плоскостях. После каждого элементарного сдвига исходный кристалл обрезался и принимал форму параллелепипеда, так чтобы по краям не было пустот. Таким образом, создавалась расчетная ячейка для проведения процедуры динамической релаксации.

Процедура динамической релаксации осуществлялась в течение 10 пс компьютерного времени (1000 шагов), в результате которой атомы могли свободно перемещаться, тем самым понижая энергию кристалла. В процессе динамической релаксации кристалл разогревался до средней температуры T_{cp}=133K, после чего охлаждался до 0 K в течение 5 пс компьютерного времени. За

начальное положение принималось положение ЗГД (рис. 1а), для которого координаты вектора



Рис. 1. Симметричная граница зерен в Ni [100]. Отображена одна плоскость. а) до релаксации б) после динамической релаксации. Положение границы зерна указано жирной пунктирной линией.

сдвига принимаются равными (0, 0). При величине сдвига вдоль ГЗ у=16 Å начальная картина (с координатами (0,0)) повторяется.

При величине сдвига вдоль ГЗ у=16 Å начальная картина (с координатами (0,0)) повторяется. Суммарный сдвиг по ГЗ в направлении <001> составляет величину y=24 Å. Одновременно производился сдвиг в

направлении <100>, максимальная величина сдвига в этом направлении z=4 Å. Таким образом, было получено около 450 точек, на основе которых был создан массив данных для построения трехмерной энергетической γ - поверхности.



Рис. 2. Энергетическая поверхность для Ni в модели жестких сфер (a) и в динамической модели (б). Энергия определяется в расчете на единицу плоскости (01 1) и измеряется в эB/Å².

Для кристалла с ГЗ картина энергетической поверхности в модели жестких сфер имеет симметричный вид (рис. 2a). После начала процесса сдвига энергия незначительно понижалась и в дальнейшем возрастала с одновременными колебаниями от промежуточных максимумов к промежуточным минимумам. Колебания энергии в районе $0,112 - 0,121 \ \frac{3B}{A^2}$ наблюдаются из-за того, что в процессе сдвига, упаковки атомных рядов в соседних зернах проходили стадии стабильного и нестабильного взаиморасположения атомов – нарастание энергии происходит постепенно, проходя цепочку промежуточных стабильных состояний. Просматривая изменения удельной энергии в зависимости от величины сдвига вдоль направления <100> можно отметить, что при переходе от 0 к 4 Å энергия понижается, достигает минимума при 1 Å, затем увеличивается и достигает максимума при 2 Å. Локальные максимумы энергии при сдвиге соответствуют плоскостям типа (100).

Картина γ -поверхности в динамической модели (рис. 2б) оказывается более сложной, вследствие появления большого числа метастабильных состояний. Энергия за счет динамической релаксации уменьшается примерно в 3 раза по сравнению с моделью жестких сфер, например максимальная энергия в модели жестких сфер равна $Ey\partial=0,129$ $_{3}B/Å^{2}$, в динамической модели $Ey\partial=0,0389$ $_{3}B/Å^{2}$. Энергетическая поверхность отличается наличием большего числа пиков и промежуточных максимумов и минимумов.

Литература

- 1. Ремпель А.А., Гусев А.И. Нанокристаллические материалы. М. Физматлит, 2001. 222 с.
- 2. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М: Металлургия, 1987. 216 с.
- 3. Валиев Р.З., Вергазов А.Н., Герцман В.Ю. Кристаллогеометрический анализ межкристаллитных границ в практике электронной микроскопии. М.: Наука, 1991. 232 с.
- 4. Ракитин Р.Ю. Границы зерен в металлах (GB3D) / РОСПАТЕНТ. Свидетельство № 2009610714 от 30 января 2009

б

УДАРНОЕ НАГРУЖЕНИЕ СТЕРЖНЯ ИЗ РЕОНОМНОГО УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА Холодарь Б.Г.

Беларусь, Брестский государственный технический университет, hbg@bstu.by

THE IMPACT CONTACT LOADING OF A RHEONOMIC ELASTIC-PLASTIC ROD Kholodar B.G

The time variation of stresses and strains in a rod impacted by a rigid mass on a free end is examined. The material of the rod is a Maxwell variable viscosity body.

Задача об изменении напряженно-деформированного состояния прямого стержня при продольном ударе жесткой массой рассмотрена с учетом зависимости свойств материала от скорости нагружения. Связь напряжений и деформаций для материала без упрочнения описывается с помощью уравнения

Максвелла с нелинейной вязкостью $\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\sigma}{Edt} + \frac{\sigma}{\eta}$, где σ , ε – напряжение и деформация, t – время, E

– модуль упругости, $\eta = \eta_0 \exp(-\alpha |\sigma|)$ – вязкость материала, η_0 – начальная вязкость, α – структурный параметр материала.

Если не рассматривать волновые эффекты при ударе, то задача о возникающих в стержне напряжениях сводится к уравнению одномассовой модели

$$p'' + \kappa (1 + abs(p)) \exp(abs(p)) p' + \frac{\mu}{1 + \mu/3} p = 0,$$

где $p = \alpha \sigma$, где $\kappa = \frac{L\sqrt{E\rho}}{\eta_0}$, *E*, ρ -модуль Юнга и плотность материала, $\mu = m/M$, $m = \rho AL$ – масса стержня, *L*, *A* – его длина и площадь сечения, *M* – масса ударника, штрихами обозначены

производные по безразмерному времени $\tau = tc/L$, $c = \sqrt{E/\rho}$ – скорость звука в материале стержня.

Как видим, учет реологических свойств материала приводит в рассматриваемом случае к уравнению затухающих колебаний с переменным коэффициентом затухания.

Для стержня с непрерывно-распределенными параметрами уравнения имеют вид

$$v'_0 = \frac{\mu}{\alpha E} p_0, \quad p'' + \kappa (1 + abs(p)) \exp(abs(p)) p' - p''_{\xi} = 0$$

где дополнительно обозначено v=V/c, V – скорость ударника, индексом "0" отмечены параметры на ударяемом торце стержня, p''_{ξ} – вторая производная по безразмерной продольной координате $\xi=x/L$.

При численном решении задачи система заменена многомассовой моделью.

Анализируется влияние различных факторов на поведение системы – скорости соударения, начальной вязкости, соотношения масс ударника и стержня.

Учет реономных свойств материала устраняет известные недостатки идеально-упругого подхода.

При небольших скоростях соударения поведение материала мало отличается от упругого. С ростом V_0 отличия в поведении упругого и реономного материалов нарастают, — на ударяемом конце стержня пиковые напряжения непосредственно после удара все более отличаются от "идеальноупругого" значения $\sigma^{max} = c\rho V_0 = \sqrt{E\rho} V_0$ (где V_0 – скорость соударения), длительность спада напряжений увеличивается, процессы отражений от торцов сказываются все в меньшей степени, а решение пере-ходит в квазипериодическое с медленно нарастающим периодом. Эти особенности связаны с тем, что доля энергии, поглощаемая материалом стержня на начальном участке движения, увеличивается вместе с ростом скорости соударения. Максимум напряжений, который при низких уровнях V_0 реа-лизуется на закрепленном торце, после достижения некоторого уровня V_0 "садится" на ударяемый то-рец. В качестве примера на рис.1 показаны кривые напряжений (слева) и деформаций (справа) при массе ударника, равной массе стержня.



Рис.1. Зависимости $\sigma(\tau)$ для $V_0=1.0$, 5.0, 10.0 и $\varepsilon(\tau)$ для $V_0=5.0$, 2.5, 1.0 (снизу вверх). Обозначено: 1– ударяемый торец, 2– закрепленный торец, 3– середина стержня, 4– одномассовое решение ($\gamma=\alpha/E$)

Независимо от скорости соударения при достижении параметром $\frac{\kappa^2(1+\mu/3)}{\mu} = \frac{(1+\mu/3)LEM}{A\eta_0^2}$ некоторого критического значения удар носит полностью неупругий характер, при котором отскока ударника от стержня не происходит. При M $\ge 2 \frac{A\eta_0^2}{LE}$ или $mM \ge (2\frac{A\eta_0}{c})^2$ такое апериодическое движение всегда будет обеспечено. Пример, показывающий изменение напряжений в стержне при таком ударе,, приведен на рис.2.



Рис.2. Зависимости $\sigma(\tau)$ при апериодическом режиме для случая $\mu \approx 0.306$ (*L*=2.0). Обозначено: 1– ударяемый торец, 2– закрепленный торец, 3– одномассовое решение

Рассмотрен также вопрос о формоизменении стержня (распределение максимальных деформаций по длине стержня в зависимости от скорости соударения, соотношения масс и начальной вязкости материала) и о коэффициенте восстановления при ударе $k_v = /V_k/V_0/$, где V_k – скорость ударника в момент смены знака напряжений на ударяемом торце.

Работа иллюстрирована 7-ю рисунками.

МОДЕЛЬ ДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОВОДЯЩЕЙ СРЕДЫ Цхондия Г.А.

Россия, «МАТИ» - Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского, gigaa@mail.ru

THE MODEL OF INFLUENCE OF A HIGH-DENSITY ELECTROMAGNETIC FIELD ON THE PROCESS OF PLASTIC DEFORMATION OF CONDUCTING MATERIAL Tskhondiya G.A.

A basic model, describing the behavior of a conducting material, considering the features of influence of a high-density electromagnetic field, was analyzed. Moscvitin criterion was adopted as a criterion of accumulation of scattered damage. By means of computational methods, the rolling case of metal treatment was analyzed.

Ведущим направлением в исследовании физических воздействий на механическое поведение металлических материалов является интенсификация технологических процессов обработки металлов давлением. Среди них наиболее эффективный - это метод увеличения пластичности за счет действия импульсного высокоэнергетического электромагнитного поля (ВЭМП). Систематические исследования воздействия ВЭМП показали, что с параметрами: удельная энергия q~10⁹ Дж/м³ и время её диссипации $t^* \sim 0.1c$, электроимпульсная обработка приводит к появлению эффекта электропластичности, характеризующего максимальное увеличение пластических свойств и сопровождающегося относительно небольшим снижением прочностных показателей. Причем, увеличение пластических свойств объясняется физическими аспектами поведения проводящей среды, где основную роль играет особого рода термический смысл электропластического эффекта, характеризующийся мозаичной структурой поля температур с высокими локальными градиентами, не на размерах образца, а на размерах зерна. Многочисленные эксперименты указывают на то, что причинами улучшение пластических свойств материалов при импульсном воздействии ВЭМП являются: локальная рекристаллизация и фазовые переходы; остаточные сжимающие напряжения, возникающие из-за локального нагрева; залечивание дефектов. Таким образом, построение математической модели, адекватно описывающей физико-механическое поведение проводящей среды с учетом действия ВЭМП, является приоритетной теоретической и прикладной задачами.

В данной работе, рассмотрена идеальная упругопластическая модель, где специфика действия ВЭМП характеризуется определяющим соотношением. Анализ физико-механических свойств согласно модели идеальной упругопластической среды в соответствии с теорией пластического течения, где в качестве критерия пластичности принят критерий Мизеса. Среда считается несжимаемой и изотропной. Объемными силами, в уравнении закона сохранения импульса, пренебрегают. Процесс импульсной обработки рассматривается в адиабатическом (нет теплообмена между индивидуальными частицами среды) и квазистатическом приближении. Преимущество данной модели - хорошее совпадение с экспериментальными данными в области установившегося пластического течения.

Произведена попытка теоретико-численной оценки действия ВЭМП на (протекающие независимо от пластических процессов) свойства ползучести и релаксации. Причем, в качестве критерия накопления рассеянных повреждений принят критерий в форме Москвитина.

На основании ключевых положений предлагаемой модели, в работе произведено численное моделирование процессов плоской пластической деформации на примере прокатки образцов подверженных действию ВЭМП. При анализе напряженно-деформированного состояния были учтены свойства ползучести. Численный расчет производился конечно-элементным программным пакетом DEFORM, позволяющим производить расчет со значительными экономиями во времени и повышенной точностью.

Исследования, произведенные в данной работе, позволяют успешно использовать предлагаемую модель для анализа напряженно-деформированного состояния проводящей среды с учетом действия высокоэнергетического электромагнитного поля. На основании численного расчета появляется возможность создания новых технологических схем обработки металлов.

РАСЧЕТ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ТКАНЕВОЙ ОСНОВЕ ПРИ КОНЕЧНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЯХ Шакирова А.М.

Россия, Казанский государственный архитектурно-строительный университет, Farida-da@mail.ru

CALCULATION OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE FABRIC COMPOSITE MATERIAL ON A CASE OF FINITE DISPLACEMENTS Shakirova A.M.

Russian Federation, Kazan State University of Architecture and Engineering

Techniques of direct experimental definition of the parameters which are included in physical ratio are developed. By the developed techniques the data of the experimental tests are processed and the mechanical characteristics which are included in models of deformation of fabric composite material are received.

Разработаны методики непосредственного экспериментального определения параметров, входящих в физические соотношения. По этим методикам обработаны экспериментальные данные и найдены механические характеристики, входящие в модели деформирования композиционного материала на тканевой основе.

В текстильной промышленности при решении проблемы о складкообразовании ткани встает задача о прогибе образца ткани лежащей на опоре (рис. 1). Основной характеристикой складки является величина *R* над опорой.

Данная задача является симметричной, поэтому рассматривается лишь половина геометрии. Тогда провисание половинки образца под тяжестью собственного веса можно представить как закрепленную бесконечную пластину под действием распределенной нагрузки (рис. 2). При такой схеме нагружения наибольший прогиб возникает на правом торце.



Рис. 1 Изгиб композиционного материала на тканевой основе под собственным весом

Рис. 2 Схема нагружения

Так как ткани обладают малой жесткостью, то возникает большое провисание образца (т.е. большие перемещения) и потому используются геометрически нелинейные соотношения между деформациями и перемещениями. Вводится тензор деформации Грина

$$\{\boldsymbol{\varepsilon}\}^{T} = \{\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}, \boldsymbol{\varepsilon}_{yy}, \boldsymbol{\gamma}_{xy}\},\tag{2}$$

который можно представить в виде линейной и нелинейной частей:

$$\{\varepsilon\} = \{\varepsilon\}^{nun} + \{\varepsilon\}^{uenun},$$

$$\{\varepsilon\}^{nun}\}^{T} = \{\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \gamma_{xy}\}^{nun} = \left\{\frac{\partial u}{\partial x}, \frac{\partial v}{\partial y}, \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}\right)\right\},$$
(3)

$$\left\{\left\{\varepsilon\right\}^{u\in uun}\right\}^{T} = \left\{\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \gamma_{xy}\right\}^{u\in uun} = \left\{\frac{1}{2}\left[\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)^{2} + \left(\frac{\partial v}{\partial x}\right)^{2}\right], \frac{1}{2}\left[\left(\frac{\partial u}{\partial y}\right)^{2} + \left(\frac{\partial v}{\partial y}\right)^{2}\right], \frac{1}{2}\left[\frac{\partial u}{\partial x} \cdot \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \cdot \frac{\partial v}{\partial y}\right]\right\}.$$

Для учета геометрической нелинейности задача решается в приращениях, разрешающие соотношения приводятся в матричной форме в предположении о плоском деформированном состоянии рассматриваемого образца.

DFMN-2009

В качестве тензора напряжений используем второй тензор Пиолы:

$$\boldsymbol{\sigma}_{\boldsymbol{x}}^{T} = \{\boldsymbol{\sigma}_{\boldsymbol{x}\boldsymbol{x}}, \boldsymbol{\sigma}_{\boldsymbol{y}\boldsymbol{y}}, \boldsymbol{\tau}_{\boldsymbol{x}\boldsymbol{y}}\}.$$
(4)

Процесс деформирования представляется в виде последовательности равновесных состояний. Переход от предыдущего состояния к последующему происходит путем приращения нагрузки. Суть методики расчета состоит в вычислении (l+1)-го состояния при известных параметрах процесса l-го состояния.

Для анализа напряженно деформированного состояния используется принцип виртуальной работы в приращениях

$$\iiint_{V} \{\Delta\sigma\}^{T} \delta\{\Delta\varepsilon\} dV = \iint_{S_{\sigma}} \{\Delta P\}^{T} \delta\{\Delta u\} dS, \qquad (5)$$

где $\{\Delta P\}$ – вектор приращения внешних поверхностных сил, приложенных на $\{S_{\sigma}\}, \{\Delta u\}$ – вектор приращения перемещений.

Физические соотношения принимаем в виде

$$\{\Delta\sigma\} = [D(\varepsilon)]\{\Delta\varepsilon\}.$$
(6)

Здесь матрица упругих характеристик $\lceil D(\varepsilon) \rceil$ имеет следующие ненулевые компоненты:

$$\begin{bmatrix} D(\varepsilon) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & 0 \\ D_{12} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & D_{33} \end{bmatrix},$$
(7)

где $D_{ij} = D_{ij}(\varepsilon)$.

Для отыскания D_{ii} использован метод идентификации, основанный на минимизации невязки между экспериментальными и расчетными значениями максимального перемещения:

Здесь $u_{y}^{3\kappa cn}$ – это экспериментальное, а u_{y}^{pacy} – расчетное (численное) значения перемещения правого торца для образцов, вырезанных под разными углами к основе (0°, 90°, 30°, 45°, 60°).



Рис. 3 Изгиб балки сосредоточенным моментом





Задача была оттестирована на изгибе балки в кольцо (рис. 3). Погрешность с аналитическим решением по гипотезе Бернулли (9) составила 4-5%

$$M = \frac{E J_x}{R} \,. \tag{9}$$

Сравнение решений по геометрически линейной и нелинейной теориям (рис. 4) показало, что учет геометрической нелинейности дает качественно другую картину деформирования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 08-01-00628

(8)

ВЛИЯНИЕ ИНОРОДНЫХ КОЛЬЦЕВЫХ УПРУГИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА РОСТ ТРЕЩИН В ПЕРФОРИРОВАННОЙ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩЕЙ СРЕДЕ Шахбандаев Э.Г.

Азербайджан, Институт математики и механики НАН Азербайджана, irakon63@hotmail.com

INFLUENCE OF ALIEN RING ELASTIC INCLUSIONS ON GROWTH OF CRACKS IN A PERFORATED HEAT-GENERATING MEDIUM Shahbandaev E.G.

The problem of mechanics of fracture about interaction of periodic system ring of an alien elastic material and rectilinear cracks in heat-generating medium is considered. Internal holes of ring washers are filled linearly-compressed a liquid.

Рассматривается перфорированная тепловыделяющая среда со впаянными в круговые отверстия упругими кольцами из инородного материала. Принято, что внутренние отверстия кольцевых включений заполнены линейно-сжимаемой жидкостью. Пусть центры круговых отверстий в тепловыделяющей среде находятся в точках

 $P_m = m\omega \ (m = 0, \pm 1, \pm 2, ...), \qquad \omega = 2$

Считается, что по всему объему тела интенсивность тепловыделения *q* равномерна, тело может свободно расширяться и система находиться в стационарном состоянии. Тепловыделяющая среда ослаблена прямолинейными трещинами коллинеарными координатным осям неравной длины. Берега трещин свободны от внешних нагрузок. Принято, что максимальный температурный перепад в среде невелик и свойства материала тепловыделяющей среды постоянны в пределах этого перепада.

В случае установившего теплообмена определение температурного поля в среде и кольцевом включении сводится к решению сопряженной задачи теории теплопроводности:

в тепловыделяющей среде

$$\Delta T(x, y) + \frac{q}{\delta} = 0 \tag{1}$$

в кольцевом включении $\Delta T_1(x, y) = 0$

(2)

при
$$|z| = \lambda$$
 $T = T_1;$ $\lambda^* \left(\frac{\partial T}{\partial r}\right) = \lambda_1^* \left(\frac{\partial T_1}{\partial r}\right)$ (3)

при $|z| = \lambda_1$ $T_1 = T_0;$

Здесь T(x, y) – температура в изотропной тепловыделяющей среде; q – удельная мощность внутренних источников тепла в среде; Δ – оператор Лапласа; $T_1(x, y)$ – температура в кольцевом включении; λ – радиус периодической системы круговых отверстий в среде; λ_1 – внутренний радиус кольцевого включения; T_0 – температура охлаждающей жидкости; λ^* и λ_1^* – коэффициенты теплоотдачи соответственно тепловыделяющей среды и кольцевого включения; δ – коэффициент теплопроводности среды.

В виду симметрии задачи наличие прямолинейных трещин коллинеарных осям координат не будут возмущать основное температурное поле, определяемое решением краевой задачи (1) – (3).

На основании симметрии граничных условий задачи о напряженном состоянии и геометрии области, занятой средой, компоненты тензора напряжений в тепловыделяющей среде являются периодическими функциями с основным периодам ω . При деформации тепловыделяющей среды смежные точки контуров колец и плоскости будут иметь одинаковые перемещения, а усилия, действующие со стороны тепловыделяющей среды на любую кольцевую шайбу, будут равны по величине и противоположны по знаку усилиям, действующим на среду со стороны включения. Так как рассматриваемая задача о взаимодействии инородных упругих включений и прямолинейных трещин сводится к решению неоднородного бигармонического уравнения, то задача заключается в отыскании двух пар аналитических функций $\Phi(z)$, $\Psi(z)$ и $\Phi_0(z)$, $\Psi_0(z)$ комплексного переменного z = x + iy в области занятой тепловыделяющей средой и кольцевым включением, соответственно.

На основании сказанного, для определения комплексных потенциалов $\Phi(z)$, $\Psi(z)$ и $\Phi_0(z)$, $\Psi_0(z)$, а также давления жидкости имеем граничные условия:

$$\Phi_{*}(\tau) + \overline{\Phi_{*}(\tau)} - \left[\overline{\tau} \Phi_{*}'(\tau) + \Psi(\tau)\right] e^{2i\theta} + \frac{q_{*}\lambda^{2}}{32} = \Phi_{0}(\tau) + \overline{\Phi_{0}(\tau)} - \left[\overline{\tau} \Phi_{0}'(\tau) + \Psi_{0}(\tau)\right] e^{2i\theta};$$

$$\Phi_{*}(\tau) - \kappa_{0} \overline{\Phi_{*}(\tau)} - \left[\overline{\tau} \Phi_{*}'(\tau) + \Psi(\tau)\right] e^{2i\theta} + \frac{q_{*}\lambda^{2}}{32} = \frac{G}{4} \left\{ \Phi_{0}(\tau) - \kappa_{0} \overline{\Phi_{0}(\tau)} - \left[\overline{\tau} \Phi_{0}'(\tau) + \Psi_{0}(\tau)\right] e^{2i\theta} \right\};$$

$$(4)$$

$$\Phi_{*}(t) + \overline{\Phi_{*}(t)} + t\overline{\Phi_{*}'(t)} + \overline{\Psi(t)} + \frac{3q_{*}t^{2}}{32} = 0;$$
(5)

$$\Phi_{*}(t_{1}) + \overline{\Phi_{*}(t_{1})} + t_{1}\overline{\Phi_{*}'(t_{1})} + \overline{\Psi(t_{1})} + \frac{3q_{*}t_{1}^{2}}{32} = 0;$$
(6)

$$\int_{0}^{2\pi} \operatorname{Re}\left\{e^{-i\theta}\left[\kappa_{0}\varphi_{0}(\tau_{1}) - \tau_{1}\overline{\Phi_{0}(\tau_{1})} - \overline{\psi_{0}(\tau_{1})} - \frac{q_{*}\overline{\tau}_{1}\tau_{1}^{2}}{32}\right]\right\}d\theta = -\frac{\pi\lambda G_{0}p}{K}$$

$$\Phi_{0}(\tau_{1}) + \overline{\Phi_{0}(\tau_{1})} - [\overline{\tau}_{1}\Phi_{0}'(\tau_{1}) + \Psi_{0}(\tau_{1})]e^{2i\theta} = p$$
(7)

Здесь $\Phi_*(z) = \Phi(z) - \frac{\alpha E}{4} F(z)$, где F(z)- аналитическая функция, определяется из решения

сопряженной задачи теории теплопроводности; $q_* = lpha E q / \delta$.

Строятся общие представления решения периодической задачи механики разрушения.

Удовлетворяя ими граничным условиям (4) – (7), решение задачи сводится к трем бесконечным алгебраическим системам и двум сингулярным интегральным уравнениям первого рода. Затем каждое сингулярное интегральное уравнение с помощью интерполяционного полинома Лагранжа, построенного по чебышевским узлам, сводится к конечной системе алгебраических уравнений. Найдены коэффициенты интенсивности напряжений. С помощью критерия Гриффитса-Ирвина определялась критическая интенсивность внутренних источников тепла $q_0 = q_* \sqrt{\omega}/K_{IC}$ для некоторых радиусов отверстия. Исследование показало, что в некоторых случаях в зависимости от геометрических и физических параметров тепловыделяющей среды при взаимодействии трещин и кольцевых включений наблюдается устойчивое развитие трещин, их взаимное упрочнение.

ГЛАТКОМ «Разницу можно измерить» СИНЕРГЕТИЧЕСКИЙ ТИП ФРАКТАЛЬНОЙ КИНЕТИКИ В МНОГОМАСШТАБНЫХ ПЛАНАРНЫХ СРЕЛАХ

Юдин В.В., Щеголева С.А., Панов Е.С.

Россия, Дальневосточный государственный университет, sveta170@bk.ru

THE SYNERGETIC TYPE OF FRACTAL KINETICS IN MULTIRESOLUTION PLANAR MEDIUMS Yudin V.V., Schegoleva S.A., Panov E.S.

The fractal kinetics of multiresolution planar mediums, obtained in highly nonequilibrium conditions is studying. The comparison of two methods for identifying of probable synergetic reaction in amorphous films is carried out. The fractal dimensions characteristics of mesodefects of amorphous films, which were irradiated by X-rays are found. Certain radiation doses, under which fractal characteristics have extremum are revealed. The analysis of generalized percolation, which has the fractal dimension exceeding the topological dimension of thin film, is offered. The existence of planar mediums with overdimensioned percolation is revealed.

В пленарном докладе [1] с одной стороны дан итого наших многолетних работ в области физики разупорядоченных сред, а с другой стороны этот доклад можно воспринимать как программу действий в ближайшей перспективе. Большинство объектов физики разупорядоченных сред различные стекла, например, кварцевые, металлические, спиннингованные ленты, квазикристаллы как правило получаются в достаточно сильно неравновесных условиях, порой с применением доводочных технологий. Нами показано [2], что в неравновесных условиях, как правило в планарных средах (ПС) возникает сеточная система естественных дефектов на масштабах от 20-50А до микрон. Эти пространственные масштабы образуют единую иерархию, которая может быть различным образом организована. Наряду с атомным масштабом был установлен первый наноуровень 20-50А, который реализуется в стохастической волновой структуре (СТВС) [2]. СТВС представляет собой сложную лабиринтоподобную систему нанопор, которая относится к модуляционному классу структур. Она не может быть смоделирована в рамках обычных аддитивных алгоритмов типа Монте-Карло или молекулярной динамики, которые базируются на поатомном присоединении к зародышевому кластеру даже с последующей структурной релаксацией. Выше уровня СТВС лежит второй наноуровень – мезомасштабный. В ряде наших работ был установлен закон вложения подсеток, который описывается геометрической прогрессией с характерными знаменателями. Не всякая иерархическая многомасштабная система может приводить к синергетической реакции на неравновесные условия приготовления. В работах [3,4] на АП Со-Ni-Р приготовленных химическим осаждением, удалось получить хорошо организованные сеточные подсистемы мезомасштабного уровня. Даже при значительных радиационных и термических воздействиях процессы структурной деградации на атомном уровне могут быть скомпенсированы высоким негэнтропийным потенциалом подсеток наномасштабного уровня. В результате мы пришли к существенному замедлению процессов структурной деградации ПС на макроуровне. Вот это и есть синергетический эффект, который обнаружен в работах [3,4].

В настоящем сообщении делается следующий шаг, который затрагивался в предыдущих конференциях «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Для исследования сеточной кинетики планарных сред при терморадиационных воздействиях нами были разработаны два метода. Один основан на теории и статистике случайных потоков пресечений границ сеток (ППГС) некоторым наложенным растром. В рамках этого подхода статистика ППГС была идентифицирована на вейбулловском классе распределений [5]. В последние годы укрепилось мнение, что фрактальные свойства сред связаны с особым классом распределений, которые имеют затянутые дальнодействующие хвосты. Одним из таких примеров являются как раз вейбулловское распределение и распределение Ципфа-Парето-Мандельброта (ЦПМ). Показано, что альфапоказатель вейбулловского распределения может считаться фрактальной характеристикой. Также была установлена фрактальная кинетика АП Со-Ni-P при гамма-облучении в терминах альфапоказателя. Она имела экстремальный характер, приходящийся на дозу 3·10¹⁷ γ/см². По своему физическому смыслу модель ППГС базируется на информации о размерах ячеек сеток.

Однако сеточные системы характеризуются, кроме того, отношением межъячеечных координацией. Поэтому был разработан второй метод представления сеточных систем, который основан на древесных координационных графах Кейли (ДГК) [5]. Стоит подчеркнуть, что в рамках этого метода делается ударение не на размерах ячеек, а на их взаимосвязях в терминах инциденции, смежности, соседства. Тем самым, если иметь ввиду оба метода, то они дают полную картину

представления сеточных систем как со стороны объектной компоненты, так и с точки зрения взаимоотношений. И в рамках этой модели также удалось установить радиационную альфа-кинетику. Любопытно, что обе альфа-зависимости от дозы гамма-облучения (в модели ППГС и ДГК) обладают экстремальным поведением на вышеуказанной дозе. А по отношению друг к другу находятся в дополнительном отношении. Древесно-графовый формализм представления сеточных систем позволяет применить системные методы исследования. К ним относятся декомпозиционные методы. Мы остановились на особом классе – симплициальной декомпозиции. Этот класс базируется на принципе аддитивного разложения суперграфа на подграфы, топологически подобные. В нашем случае суперграф удается разложить в симплициальном плане на кусты, которые очевидно являются поддеревьями. Следующим шагом являлось применение теории перечисления графов. На этом уровне нам удалось построить для каждой древесной иерархии распределение кустов по ветвистостям (вероятностные перечисляющие полиномы – ВПП). Именно ВПП, в том числе и асимптотически накопленные, как раз подчиняются распределению Вейбулла. Эта информация относиться к ветвистостям кустов, т.е. межъячеечной координации. В этом сообщении мы пошли дальше в том смысле, что были получены прямые фрактальные характеристики на ДГК. Условие симплициальности, как легко видеть довольно тесно коррелирует с фрактальностью. Можно даже утверждать, что для фрактальных систем в качестве необходимого условия должен выполняться принцип симплициальности.

Следующим шагом являлось исследование перколяции на ДГК, отображающих сеточные структуры разупорядоченных сред, полученных в неравновесных условиях. В нашем случае перколяция существенно отличается от классической задачи перколяции. Наши ДГК для ПС типа стекол, спиннингованных лент являются квазистохастическими древесными графами. В общем случае они имеют случайную ветвистость и нет необходимости включать внешний стохастический фактор либо по связям, либо по вершинам. Поэтому ДГК в целом является вероятностными, квазистохастическими объектами, поскольку они могут отражать и некоторую структуру, организацию возникшей синергии в разупорядоченных средах. Нами предложен соответствующий формализм получения таких фрактальных оценок в задаче перколяции фрактальных фронтов (скорлуп Мандельброта, СКМ) и стримеров. Обе эти системы дуальны, являются фрактальным обобщением гладких фронтов Гюйгенса и ортогональных лучей к ним. Речь идет о собственной перколяции каких-либо функционалов от ВПП на ДГК. В качестве последних привлекались энтропийные функционалы, поскольку энтропия является характеристикой, наиболее непосредственно отражающей степень порядка-беспорядка в разупорядоченных средах. Через эти же функционалы на ДГК удалось выразить и фрактальные размерности. Последние являются производными в смысле Радона-Никодима от энтропии коэффициентов ВПП по ультраметрике ДГК. Были получены фрактальные кинетические зависимости для СКМ и стримеров, которые также имеют выпуклый вид на вышеупомянутой дозе гамма-облучения. Если теперь рассматривать общую задачу перколяции на ДГК, то необходимо говорить о фрактально-лучевой перколяции. В таком случае это есть прямая сумма потоков фрактальности, размерности которых просто складываются. Эта размерность оказалось порядка 2,53, что выше топологической размерности ПС, но конечно меньше целочисленной размерности минимального гладкого пространства, в которое может быть вложен этот фрактал. Тем самым, мы приходим к возможности говорить о сверхразмерных структурах, которые могут находить смысл в физике перколяционных явлений и не сводить дело к низкоразмерным квантовым структурам. Сверхразмерность [6] фрактальной кинетики дает возможность уйти от кумулятивной стадии заключительного этапа эволюционных процессов в сложных системах и тем самым существенно замедлить процессы структурной деградации.

Литература

1. В.В. Юдин, С.А. Щеголева. Аморфные пленки, стекла, квазикристаллы как сложные системы. Материалы 6-го Международного междисциплинарного симпозиума «Фракталы и прикладная синергентика», ИММ, Москва, 2005. с.24-28.

2. В.В. Юдин. Стохастическая магнитная структура пленок с микропоровой структурой. М.:Наука. 1987. 236с.

3. В.В. Юдин, С.А. Щеголева, Т.А. Писаренко. ФТТ. №11, 2001. с.1991-1998.

4. С.А. Щеголева, Т.А. Писаренко, В.В. Юдин. Поверхность, №12, 2001. с.15-24.

5. В.В. Юдин, Т.А. Писаренко, Е.А. Любченко, Е.Г. Савчук. Кристаллография. 1999, т.44, №3. с.413.

6. В.В. Юдин, Т.А. Писаренко, Е.А. Любченко, О.А. Чуднова. Изв. РАН, Сер.физ., т.65, №10, 2001. с.1405.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАННОГО ПТН НА НДС ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ Ясний П.В., Пындус Ю.И., Окипный И.Б., Шульган И.В.

Тернопольский государственный технический университет имени Ивана Пулюя, г. Тернополь, Украина, snt@tu.edu.te.ua

ESTIMATION OF THE INFLUENCE OF COMBINED WPS ON STRESS - STRAIN STATE OF HEAT - RESISTANCE STEEL BY A FINITE ELEMENT METHOD Yasniy P.V., Pyndus Yu.I., Okipny I.B., Shulhan I.V.

The finite element method investigates influencing combined WPS on stress - strain state of bodies with cracks. Preliminary termomechanical loading conducted on compact specimen by thickness of 19 mm making from steel 15Cr2MFA. Is detected, that the imposing cyclical compound at combined WPS results in decreasing normal stresses in tip of a crack when maximum SIF constant, and also to increase of length of a site of residual compression stresses after a unloading. For combined WPS, as contrasted to WPS, the considerable decrease of normal and equivalent stresses for Mises in front of tip of a crack is observed at following loading of a specimen at 20 °C and constant SIF.

Предварительное термомеханическое нагружение (ПТН) являет собой нагружение тела с трещиной при температуре выше температуры вязкохрупкого перехода и приводит к значительному повышению сопротивления материалов хрупкому разрушению. Эта проблема является актуальной для атомной энергетики, поскольку в процессе эксплуатации на металл корпуса атомного реактора в активной зоне воздействует нейтронное облучение, которое приводит к охрупчиванию и к повышению температуры вязко-хрупкого разрушения. В результате этого хрупкое разрушение материалов корпусов возможно и при аварийных режимах работы, когда необходима заливка холодной воды в корпус реактора. Выделяют следующие факторы которые обуславливают эффект ПТН: при высоких температурах создается холодно деформированная структура, которая стойкая к разрушению сколом, то есть предварительная деформация растяжением упрочняет материал; после ПТН меняется геометрия трещины, так как она затупляется и изменяется НДС образца; на стадии разгружения около вершины трещины возникают остаточные сжимающие напряжения. Некоторыми авторами установлено, что повышение сопротивления хрупкому разрушению характеризируется сменой напряженно- деформационного состояния в вершине трещины, то есть наведением остаточных сжимающих напряжений, а также затупление вершины трещины и деформационным упрочнением материала спереди вершины.

Расчеты МКЭ проводили с помощью программного комплекса ANSYS. Для исследований использовали компактные образцы толщиной 19 мм, изготовленные из стали 15Х2МФА ($\sigma_{0,2} = 900$ МПа, $\sigma_{\rm B} = 1000$ МПа при 20⁰ С). При разбивке модели использовали восьмиузловой двумерный элемент Plane82, которому придали свойств пластичности и больших деформаций (рис. 1). Расчеты проводили при условии плоской деформации, учитывая эффект Баушингера и эффект кинематического упрочнения материала.



Рисунок 1 – Модель компактного образца с трещиной

В вершине трещины сетку элементов сгущали для увеличения точности расчетов. Минимальный размер элемента равнялся 50 мкм, и соответствовал приблизительно половине размера зерна стали 15Х2МФА. Усилие прикладывали на горизонтальной площадке половины отверстия под захват в виде эквивалентного давления. Перемещение плоскости трещины ограничивали в

вертикальном направлении (вдоль оси Y). Плоскость, свободная от ограничений, считается трещиной. Для адекватного воспроизведения поведения материала при разных температурах и режимах нагружения использовали истинные экспериментальные диаграммы деформирования материала.

С возрастанием температуры от 20 °С до 350 °С диаграмма деформирования при статическом одноосном растяжении перемещается вниз. При наложении циклической составной (комбинированная нагрузка) $\Delta \sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} = 110$ МПа (где σ_{max} и σ_{min} – максимальный и минимальный размах напряжений) пластичность материала увеличивается.

Предварительное термомеханическое нагружение всех образцов осуществляли при температуре 350 °С и $\overline{K} = 0.85$. При комбинированном ПТН на деформирование растяжением накладывали циклическую составляющую с размахом КИН $\Delta K = K_{\text{max}} - K_{\text{min}} = 20M\Pi a \sqrt{M}$, сохраняя максимальное значение КИН К₁ постоянным. НДС в вершине трещины рассчитывали при нагрузках, близких к экспериментально установленным значениям вязкости разрушение K_f (здесь K_{min} , K_{max} – минимальный и максимальный КИН цикла нагружения).

После разгрузки образца, подвергнутого комбинированному ПТН, кривая распределения остаточных сжимающих напряжений пересекает ось абсцисс на большем расстоянии чем аналогичная кривая после статического ПТН.

Исследовано, что при комбинированном ПТН увеличение длины участка пластических деформаций приблизительно на 30% является причиной возрастания уровня и длины участка действия остаточных сжимающих напряжений впереди вершины трещины.

Экспериментально установлены среднее значение критического КИН стали 15Х2МФА при 20°С $K_{1C} = 80$ МПа \sqrt{M} . МКЭ исследовали влияние статического и комбинированного ПТН на распределение нормальных и эквивалентных напряжений по Мизесу при $K_1 = K_{1c} = 80$ МПа \sqrt{M} . Распределение нормальных напряжений σ_y впереди вершины трещины после ПТН и комбинированного ПТН при $K_1 = 80,0$ МПа \sqrt{M} показано на рис. 2 а. После ПТН и последующего нагружения до $K_1 = 80,0$ МПа \sqrt{M} уровень нормальных напряжений снижается (кривая 2) по сравнению с первоначальным материалом. Причем большое снижение наблюдается после комбинированного ПТН (кривая 3).



Рисунок 2 – Распределение нормальных - а и эквивалентных напряжений по Мизесу - б в вершине трещины при $K_I = 80 \text{ M}\Pi a \sqrt{M}$ и 20 ⁰C. 1 – без ПТН; 2 – после ПТН; 3 – после комбинированного ПТН

Аналогичные закономерности получены по распределению эквивалентных напряжений по Мизесу σ_{eq} (рис. 2 б). Следует отметить, что кривые распределения σ_{eq} после ПТН, в отличие от первоначального состояния, имеют по два участка уменьшения и возрастания напряжений.

ИНФОРМАЦИОННЫЙ СПОНСОР



Журнал «Деформация и разрушение материалов» является единственным в России научным периодическим изданием, в котором рассматриваются фундаментальные И прикладные вопросы физики, механики И материаловедения процессов деформации и разрушения твердых тел (металлов и сплавов, керамик, полимеров, композитов и др.). Особое внимание уделяется проблемам хрупкого разрушения, долговечности и надежности промышленных материалов и конструкций, предотвращения катастроф, а также методам включая методы компьютерного оценки pecypca, моделирования механического поведения материалов. В журнале публикуются оригинальные статьи, обзоры, краткие сообщения.

Объем – 48 страниц, формат A4 (210х290 мм). Периодичность издания – 12 номеров в год.

Журнал рекомендован ВАК для опубликования основных научных результатов диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук по специальностям физика и металлургия.

Основные разделы:

- Физические основы прочности и пластичности
- Механика деформации и разрушения
- Структура и свойства деформированного состояния
- Перспективные материалы и технологии
- Прикладные вопросы прочности и пластичности
- Диагностика и методы механических испытаний
- Информация о конференциях, организованных РАН, новых книгах. Памятные даты.

Главный редактор А.М. Глезер – директор Института металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова ЦНИИчермета им. И.П. Бардина, акад. РАЕН, профессор, д-р физ.-мат. наук

Зам. главного редактора М.И. Карпов – член-корр. РАН, зав. лабораторией ИФТТ РАН

Ответственный секретарь А.Г. Колмаков – зам. директора ИМЕТ им.

А.А.Байкова РАН, д-р техн. наук

Редакционная коллегия:

<u>Россия</u>: Альшиц В.И., профессор, д-р физ.-мат. наук; Алехин В.П., профессор, д-р физ.-мат. наук; Банных О.А., акад. РАН; Бетехтин В.И., профессор, д-р физ.-мат. наук; Ботвина Л.Р., профессор, д-р техн. наук; Громов В.Е., профессор, д-р физ.-мат. наук; Гудков А.А., профессор, д-р техн. наук; Дуб А.В., профессор, д-р техн. наук; Ковалевский М.А., канд. эконом. наук; Козлов Э.В., профессор, д-р физ.-мат. наук; Криштал М.М., профессор, д-р физ.-мат. наук; Ланин А.Г., профессор, д-р техн. наук; Луковкин Г.М., профессор, д-р хим. наук; Лурье С.А., профессор, д-р техн. наук; Масленков С.Б., профессор, д-р техн. наук; Милейко С.Т., профессор, д-р физ.-мат. наук; Морозов Н.Ф., акад. РАН; Мышляев М.М., профессор, д-р физ.-мат. наук; Никулин С.А., профессор, д-р техн. наук; Одесский П.Д., профессор, д-р техн. наук; Рыбин В.В., чл.-корр. РАН; Счастливцев В.М., акад. РАН; Терентьев В.Ф., профессор, д-р техн. наук; Филиппов Г.А., профессор, д-р техн. наук; Штремель М.А., профессор, д-р физ.-мат. наук

Зарубежные страны: Варюхин В.Н чл.-корр. НАНУ (Украина); Гадов Р. (Германия); Котречко С.А., д-р физ.-мат. наук (Украина); Мильман Ю.В., чл.-корр. НАНУ (Украина)

Плата за публикацию статьей с авторов не взимается. Авторам опубликованных статей выплачивается гонорар.

Адрес редакции: 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4, а/я 21. Телефон: (499) 269-5398. Факс: (499) 268-3612. E-mail: dirm@rambler.ru

Журнал распространяется только по подписке. Оформить подписку можно с любого номера журнала:

- по каталогу ОАО "Агентство Роспечать", подписной индекс 85122;
- по объединенному каталогу, подписной индекс 43562;
- по безналичному расчету: ИНН 7728161750, ООО "Наука и технологии", р/с 40702810500180001470 в ОАО "МИнБ", Москва, к/с 3010181030000000600, БИК 044525600.

В платежном поручении (или почтовом переводе) в графе «Назначение платежа» укажите: «Подписка на журнал «Деформация и разрушение материалов» на I (II) полугодие 2010 г.». Укажите также адрес, ИНН, название организации (или ФИО получателя), телефон.

Только при подписке по безналичному расчету подписная цена журнала включает и стоимость пересылки.

По всем вопросам подписки и распространения журнала обращаться по адресу: 105425, Москва, Сиреневый бульвар, д.14, к.1.. E-mail: market@nait.ru http://www.nait.ru. Справки по тел. (495) 223-09-10, 164-09-35

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ПАРТНЕРЫ



Ведущий научный журнал России по нанотехнологиям

Включен в список ВАК Издается на английском языке под названием «Nanotechnologies in Russia» Полноцветная печать

Журнал «Российские нанотехнологии» учрежден в 2006 году совместно Федеральным агентством по науке и инновациям РФ и ООО «Парк-медиа».

Высылаем для ознакомления один номер бесплатно, отправляйте заявки на адрес *podpiska@nanorf.ru*.

Журнал публикует оригинальные статьи, в том числе междисциплинарного характера, по следующим направлениям:

- самоорганизующиеся структуры и наносборки;
- наноструктуры, включая нанотрубки;
- наноматериалы функционального назначения;
- наноматериалы конструкционного назначения;
- устройства и изделия на основе наноматериалов и нанотехнологий;
- метрология, стандартизация и контроль нанотехнологий;
- наноэлектроника;
- нанофотоника;
- нанобиология.

Адрес редакции:

119991, Москва, Ленинские Горы, владение 1, стр. 75Г, корп. 6, офис 628 Телефон/факс: (495) 930-88-08, 930-88-06 e-mail: sozerin@strf.ru (выпускающий редактор Сергей Озерин) web-site: www.nanoru.ru ИНФОРМАЦИОННЫЕ ПАРТНЕРЫ

РОССИЙСКОЕ АГЕНТСТВО НАУЧНЫХ НОВОСТЕЙ «ИНФОРМНАУКА»

www.informnauka.ru





Официальный представитель компаний CHA Industries, SAMCO и SVTA в РФ компания «Криосистемы»

поставляет, производит запуск и обучение персонала эксплуатации

Установки вакуумного осаждения СНА Industries (США).

50-летний опыт создания и производства установок, включая индивидуальные компоновки и научно-исследовательские системы. Установка МАРК 50 - является де-факто стандартом в полупроводниковой промышленности.



Приложения:

- Полупроводники
- Микроэлектромеханические системы (MEMS)
- Лазеры / диодные лазеры
- Конденсаторы / фильтры
- Светодиоды (LEDs) / органические светодиоды (OLEDs)
- Оптические покрытия
- Покрытия на рулонные материалы

Установки реактивно-ионного травления SAMCO (Япония)

Уникальные установки серии RIE-200 специально спроектированы для наилучшего выполнения точного высокоскоростного, анизотропного или глубокого вертикального травления, включая Bosch процесс. Более 2600 установок в эксплуатации.



Приложения:

- Анизотропное травление кремниевых пленок для компонентов УБИС
- Травление металлических пленок
- Изготовление волноводных устройств
- Травление GaAs, GaN, InP и других сложных полупроводниковых пленок
- Изготовление устройств на основе MEMS
- Протравка сквозных отверстий для 3D-компоновки

Установки молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) SVTA (США)

Установки МЛЭ компании SVTA обеспечивают сверхчистое изготовление широкого спектра тонкопленочных структур для микроэлектроники, оптоэлектроники и магнитных приложений. Все системы оснащены оборудованием и программным обеспечением для отслеживания и контроля параметров критического роста.



117105, Москва, Нагорный пр., д.7 Тел.: (495)-543-7360 Факс: (495)-543-7361 E-mail: info@cryosystems.com.ru www.cryosystems.com.ru



www.meijitechno.ru

Металлургические инвертированные микроскопы.

Инвертированные металлографические микроскопы серии ІМ7000 могут применяться для множества различных целей в металлургии благодаря светлопольному освещению падающего света. Каждая модель имеет 30мм окуляры F.N.22, интегрированный порт камеры, усовершенствованную оптику Infinitive (ICO) на «бесконечность», 30Вт галогенный осветитель по Келеру и механический столик с руко-ятками управления. Револьвер на 4 объектива. Plan ахромат Infinitive объективы: 5x, 10x, 20x, 50x. Фото- и видеодокументация. Широкий спектр дополнительных принадлежностей.

WEST MEDICA Austria Hegelglasse 19, A-1010, Vienna, Austria tel. +43 (1) 804 81 84, fax +43 (1) 804 81 85 e-mail: office@westmedica.ru www.westmedica.com

ВЕСТ ТЕХНО Москва

129075, Москва, ул. Шереметьевская 85. стр.2 тел.: +7 (495) 940 61 33, факс: +7 (495) 619 51 83 e-mail: info@westtechno.ru www.westtechno.ru

По вопросам приобретения, пожалуйста, обращайтесь к Вашему региональному дистрибьютору.





НАНОИССЛЕДОВАНИЙ



Сканируюшие электронные микроскопы высокого разрешения с катодом Шоттки

- Разрешение от 1 нм
- Автоматическая система настройки и получения изображения
- Получение стереопары изображения образца в режиме реального времени



- Уникальные возможности работы с наноманипуляторами
- Модели с интегрированной системой сфокусированного ионного пучка (FIB)

Системы и решения для





- характеризации частиц
- Определение размеров частиц методом лазерной дифракции в диапазоне 0.02 – 2000 мкм в жидких и сухих образцах, аэрозолях.
- Анализаторы размеров, дзета-потенциала, средней молекулярной массы частиц в суспензиях, эмульсиях и коллоидных системах с использованием метода динамического светорассеяния. Диапазон определяемых размеров 0.6 – 6000 нм.





www.exiton-analytic.ru sales@exiton-analytic.ru

Офис и демонстрационнометодический центр:

195220, Россия, Санкт-Петербург, а/я 26 Гражданский проспект, д.11

Тел.: +7 (812) 322-58-99 Факс: +7 (812) 322-58-98



Сканирующие электронные микроскопы

- 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





LM

Аналитические приставки для EDS, WDS и EBSD анализа: INCAEnergy, INCAWave, INCASynergy







Х-МАХ – новое семейство энергодисперсионных безазотных детекторов с кристаллом площадью 20, 50 или 80 мм²



www.exiton-analytic.ru sales@exiton-analytic.ru

Офис и демонстрационнометодический центр:

195220, Россия, Санкт-Петербург, а/я 26 Гражданский проспект, д.11 Тел.: +7 (812) 322-58-99 Факс: +7 (812) 322-58-98





Высококачественные решения для пробоподготовки и металлографии: отрезные станки, шлифовально-полировальное оборудование, прессы для спекания, микроскопы, системы анализа изображения

www.novatest.ru

Wolpert Wilson Instruments[™] An Instron Company



Высокоточные твердомеры для измерения твердости по шкалам Виккерса, Роквелла, Бринелля, от простых экономичных решений, до автоматизированных систем

www.novatest.ru
LIMESS Messtechnik & Software GmbH



Как визуально и количественно оценить изменение деформации на поверхности образца при испытаниях?

Системы видео анализа деформированного состояния Limess Vic2D и Vic3D

www.novatest.ru