УДК 669.66-96

ББК 34.2.34.3.95

Д 39

Д 39 VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 7-10 ноября 2017 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2017, 951с.

ISBN 978-5-4465-1624-7

Организаторы конференции:

- Федеральное агентство научных организаций
- Российская Академия наук
- Российский фонд фундаментальных исследований
- Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- INSTRON (ООО "ИнтелТест")
- Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности
- Журнал «Деформация и разрушение материалов»

Информационный партнеры конференции:

- Экспир - экспертная площадка для ученых, и предпринимателей

Конференция поддержана РФФИ: грант 17-08-20555

грант 17-38-10313

Материалы публикуются в авторской редакции.

Сборник материалов доступен на сайте http://dfmn.imetran.ru/

ISBN 978-5-4465-1624-7

© ИМЕТ РАН 2017

Дорогие коллеги!

Настоящая международная научная конференция традиционно проводится каждые два года и стала одним из самых крупных и представительных международных научных форумов в России. На данной конференции ученые, инженеры, представители различных отраслей промышленности смогли обсудить и обобщить весь спектр результатов исследований в области прочности, деформации и разрушения материалов и наноматериалов; Получение материалов с нано- и субмикрокристаллической структурой методами интенсивной пластической деформации; Разработка и оптимизация технологий обработки и производства материалов и наноматериалов, обладающих высоким комплексом механических характеристик, в том числе новых сталей и сплавов, наноструктурных порошковых, керамических, композиционных, биомедицинских, полимерных, специальных, строительных и природных материалов, покрытий, поверхностных слоев, градиентных структур.

Основным организатором конференции выступил ИМЕТ РАН. Среди организаторов и партнеров следует отметить Федеральное агенство научных организаций, Российскую академию наук, Российский фонд фундаментальных исследований, Международную корпорацию INSTRON, Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности, журнал «Деформация и разрушение материалов» и ООО «ИнтелТест».

В рамках конференции пройдет научная школа для молодежи с целью обмена опытом и информацией о своих достижениях, а также ознакомления молодых научных сотрудников, аспирантов и студентов старших курсов с новейшими достижениями и последними новинками высокотехнологичного научного оборудования, в частности, таких известных компаний, как, INSTRON, Buehler, Wolpert Wilson, Reicherter, LIMMESS, Oxford Instruments и пр..

Программа конференции напряжённа и разнообразна, насыщена интересными докладами. В конференции приняли участие представители большинства ведущих научных, учебных и промышленных организаций со всех концов России. В докладах представлены более 16 стран: Это и страны Запада (Великобритания, США, Германия, Франция, Чехия) и страны БРИКС (Китай, Индия, Бразилия), и бывшие страны СССР (Украина, Беларусь, Казахстан, Азербайджан, Киргизия, Таджикистан, Узбекистан).

Для удобства молодых ученых из России и стран СНГ оргвзносы с физических лиц не предусмотрены, а участие в конференции и получение трудов конференции – бесплатное.

Надеюсь, что проведение нашей конференции будет всемерно способствовать активизации взаимного сотрудничества представителей научного сообщества с широким кругом специалистов, занимающихся изучением свойств, проблемами долговечности и расширением области применения различных материалов, в том числе энергетического и нефтегазового комплексов, металлургии, строительства, автомобилестроения, авиакосмической отрасли.

Хочу пожелать всем участникам конференции преисполненной вдохновения работы, укрепление прежних и создание новых творческих контактов, генерации ярких идей и новых инновационных решений.

Председатель Организационного комитета,

академик Банных О.А.



Деформация и Разрушение Материалов

Ежемесячный научно-технический журнал издается с января 2005 года

Периодичность издания – 12 номеров в год.

Это единственное в России научное периодическое издание, 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 оценки ресурса, включая методы моделирования механического поведения материалов.

Журнал рассчитан на специалистов, занимающихся изучением свойств, проблемами долговечности и расширением области применения различных материалов, исследователей академических институтов, университетов, государственных научных центров, институтов и предприятий различных отраслей промышленности, может быть полезен конструкторам и технологам, студентам и аспирантам.

- **Журнал входит в ядро РИНЦ и включен в базу данных *Russian Science Citation Index (RSCI)* на платформе *Web of Science*.**
- **Рекомендован ВАК** для опубликования основных научных результатов диссертаций на соискание ученых степеней кандидата и доктора наук.
- Журнал переводит на английский язык и выпускает издательство "Pleiades Publishing Ltd" в виде двух ежегодных номеров журнала "Russian Metallurgy (Metally)", распространение которого осуществляет издательство "Springer".
- **Переводная версия журнала входит международные реферативные базы данных и системы цитирования: SCOPUS**, INSPEC, Academic OneFile, Cambridge Scientific Abstracts (CSA), ChemWeb, EI-Compendex, Earthquake Engineering Abstracts, Gale (CENGAGE Learning), Google Scholar, INIS Atomindex, OCLC, SCImago, Summon by ProQuest.

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.**

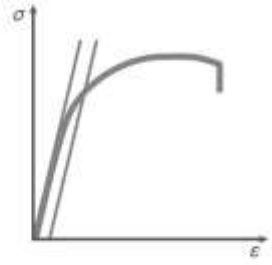
Главный редактор А.М. ГЛЕЗЕР, проф., д-р физ.-мат. наук, директор Института металловедения и физики металлов им. Г. В. Курдюмова ГНЦ ЦНИИчермет им. И. П. Бардина, Москва
Зам. главного редактора М.И. КАРПОВ, член-корр. РАН, зав. лабораторией Института физики твердого тела РАН, Черноголовка
Ответственный секретарь А.Г. КОЛМАКОВ, чл.-корр. РАН, зам. директора ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва

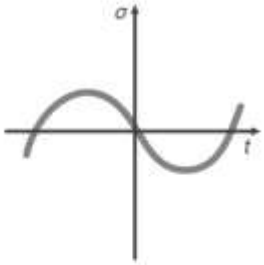
Учредитель и издатель: ООО «НАУКА И ТЕХНОЛОГИИ» (*www.nait.ru*)

Адрес редакции: 105215, Москва, ул. 9-я Парковая, д. 60. **Телефоны:** +7 (495) 988-98-67, (495) 988-98-65.
E-mail: dirm@rambler.ru

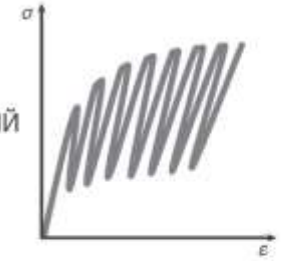
Электронную подписку на полнотекстовую версию журнала можно оформить в издательстве «Наука и технологии». Условия приведены на странице http://www.nait.ru/subscription/index.php?p_journal_id=14. Подписка будет доступна в личном кабинете после регистрации и оплаты http://www.nait.ru/registration/index.php.
Подписку на печатное издание можно оформить:

- на почте по объединенному каталогу, подписной индекс **43562**;
- по безналичному расчету в издательстве



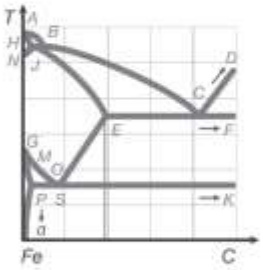


СИСТЕМЫ ДЛЯ
СТАТИЧЕСКИХ И
ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ
BISS

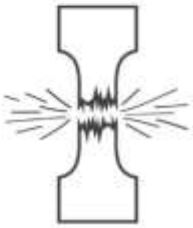


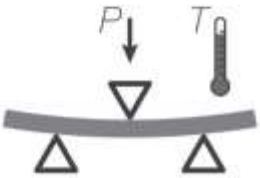
СИСТЕМЫ АНАЛИЗА
ДЕФОРМИРМАЦИИ
VIC-3D



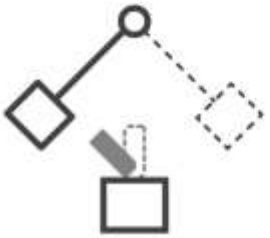


МЕХАНИЧЕСКИЕ
СПЕКТРОМЕТРЫ
IMCE





СИСТЕМЫ ДЛЯ
ИСПЫТАТНИЯ ПЛАСТИКОВ
И КОМПОЗИТОВ
INSTRON

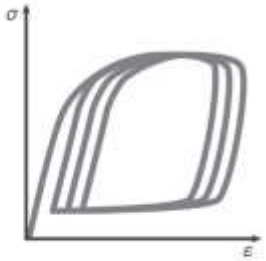




СИСТЕМЫ ДЛЯ
МНОГООСНЫХ ИСПЫТАНИЙ
И ИСПЫТАНИЙ КОНСТРУКЦИЙ
BISS

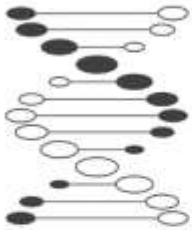


ОСНАСТКА ДЛЯ
ПРОВЕДЕНИЯ
ИСПЫТАНИЙ
EASYGRIPS





БИО-ИНЖИНЕРИЯ И
СИСТЕМЫ ДЛЯ
ИСПЫТАНИЯ
БИО-МАТЕРИАЛОВ



---

intel test®
Intelligent Testing Solutions
Умные Решения для Испытаний

ООО “ИНТЕЛТЕСТ”
ГЕНЕРАЛЬНЫЙ ПАРТНЕР КОНФЕРЕНЦИИ DFMN 2017

ОБОРУДОВАНИЕ, РЕШЕНИЯ И УСЛУГИ В ОБЛАСТИ
ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ

http://inteltest.ru | 8-800-550-26-28 | (495) 753-32-26 | info@inteltest.ru

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

Председатель оргкомитета: академик О.А Банных (ИМЕТ РАН).
Сопредседатель: Dr. D. Bailey (Instron, Великобритания)
Заместители председателя:
А.М. Глезер (НИТУ "МИСиС", Россия)
А.Г. Колмаков (ИМЕТ РАН, Россия)

Ученый секретарь конференции:
Д.В. Просвирнин (ИМЕТ РАН, Россия)

М.И. Алымов (ИСМАН РАН, Россия)
В.И. Альшиц (ИК РАН, Россия)
С.М. Баринов (ИМЕТ РАН, Россия)
В.И. Бетехтин (ФТИ РАН, Россия)
А.Г. Береснев (ОАО Композиит, Россия)
С.Я. Бецофен (НИУ МАИ, Россия)
В.М. Блинов (ИМЕТ РАН, Россия)
К.Е. Борисов (Минобрнауки России)
В.И. Бородавко (УП НПО «Центр» НАНБ, Беларусь)
Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН, Росия)
Г.С. Бурханов (ИМЕТ РАН, Росия)
В.М. Бузник (ГНЦ ВИАМ, Росия)
В. Н. Варюхин (ДонФТИ им. А.А. Галкина, ДНР)
А.Ю. Виноградов (Тольяттинский ГУ, Россия)
П.А. Витязь (Президиум НАН, Беларусь)
R. Gadow (Universitat Stutgart, Германия)
С.А. Герасимов (МГТУ им. Н.Э.Баумана, Россия)
М.В. Геров (АО Корпорация МИТ, Россия)
В.В. Геров (ИнтелТест, Россия)
A.L. Greer (Cambridge Univ., Великобритания)
А.Е. Гвоздев (ТГПУ им. Л.Н. Толстого, Россия)
Ю.И. Головин (Тамбовский ГУ, Россия)
Р.В.Гольдштейн (ИПМех им. А.Ю. Ишлинского РАН, Россия)
К.В. Григорович (ИМЕТ РАН, Россия)
Ф.В. Гречников (Самарский ГАУ, Россия)
В.Е. Громов (СибГИУ, Россия)
С.В. Добаткин (ИМЕТ РАН, Россия)
Д.В. Долгушин (ФАНО России)
А.В. Дуб (ГК Росатом, НИТУ МИСиС, Россия)
В.К. Иванов (ИОНХ РАН, Москва)
О.М. Ивасишин (Ин-т металлофизики НАН, Украина)
В.М. Иевлев (МГУ, Воронежский ГУ, Россия)
А.Ф. Ильющенко (ГНПО ПМ НАНБ, Беларусь)
Е.Н. Каблов (ГНЦ ВИАМ, Росия)
Б.А. Калин (НИЯУ МИФИ, Россия)
М.И. Карпов (ИФТТ РАН, Россия)
M. Keeble (Buehler, Великобритания)
Г.В. Клевцов (Тольяттинский ГУ, Россия)
С.А. Клименко (ИСМ НАНУ, Украина)
Г.Е. Коджаспиров (СПбГПУ, Россия)
А.Г. Колесников (МГТУ им. Н.Э.Баумана, Россия)
Ю.Р. Колобов (Белгородский ГУ, Россия)
В.С. Комлев (ИМЕТ РАН, Москва)
С.А. Котречко (Ин-т металлофизики НАНУ, Украина)
М.М. Криштал (Тольяттинский ГУ, Россия)
А.П. Ласковнев (НАНБ, Беларусь)
Е.А. Левашов (МИСиС, Москва)
Л.М. Лобанов (ИЭС им.Е.О.Патона, Украина)
Г.М. Луковкин (МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия)
С.А. Лурье (ИПМех им. А.Ю. Ишлинского РАН, Россия)
А.Н. Луценко (ГНЦ ВИАМ, Росия)
P. Lukas (Ин-т физики металлов, Чехия)
В.И. Лысак (Волгоградский ГТУ, Россия)
L.A. Matlakhova (State University of the North Fluminense Darcy Ribeiro, Бразилия)
В.М. Матюнин (НИУ “МЭИ”, Россия)
С.Т. Милейко (ИФТТ РАН, Россия)
Ю.В. Мильман (ИПМ НАНУ, Украина)
В.И. Моисеенко (ОИМ НАН, Беларусь)
Н.Ф. Морозов (С-Пб. ГУ, Россия)
H. Mughrabi (Universitat Erlangen-Nurnberg, Германия)
С.А. Никулин (НИТУ "МИСиС", Россия)
В.М. Новоторцев (ИОНХ РАН, Москва)
П.Д. Одесский (ЦНИИ строительных конструкций, Россия)
А.С. Орыщенко (ЦНИИ КМ «Прометей», Россия)
О.Г. Оспенникова (ГНЦ ВИАМ, Россия)
В.Е. Панин (ИФПМ СО РАН, Россия)
А.А. Парфенов (ОАО ВНИИНМ, Россия)
В.В. Перевезенцев (ИПМ РАН, Россия)
С.Г. Псахье (ИФПМ СО РАН, Россия)
Р.Н. Ризаханов (ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», Россия)
В.В. Рыбин (СПбГПУ, Россия)
А.Н. Романов (ИМАШ РАН, Россия)
А.И Рудской (СПбГПУ, Россия)
А.Г. Савченко (НИТУ "МИСиС", Россия)
В.В. Сагарадзе (ИФМ УрО РАН, Россия)
А.Е. Салько (ЗАО «Взрывиспытания», Россия)
С.Е. Сакипова (КарГУ имени Е.А. Букетова, Казахстан)
С.В. Симаков (ИМЕТ РАН, Россия)
А.К. Скуратов (ФГБНУ "Дирекция НТП", Россия)
К.А. Солнцев (ИМЕТ РАН, Россия)
R. Sunder (BiSS (P) Ltd, Индия)
В.М. Счастливцев (ИФМ Уро РАН, Россия)
В.Ф. Терентьев (ИМЕТ РАН, Россия)
A. Toffs (Correlated Solution Inc., США)
J. Theodorakopoulos (Instron, Великобритания)
В.Т. Трощенко (ИПП им. Г.С. Писаренко, Украина)
М.Р. Филонов (НИТУ "МИСиС", Россия)
Г.А. Филиппов (ГНЦ РФ «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», Россия)
С.А. Фирстов (ИПМ НАНУ, Украина)
М.Л. Хейфец (Президиум НАН, Беларусь)
Tu Hailing (General Research Institute for Non-ferrous Metals, КНР)
В.А. Чантурия (ИПКОН РАН, Россия)
В.М. Чернов (ОАО ВНИИНМ, Россия)
В.А. Черный (ПАО ЗИО-Подольск, Россия)
О.К. Чистов (НИЦ "Курчатовский институт", Россия)
A. Čiuplys (Kaunas University of Technology, Литва)
А.Е. Шелест (ИМЕТ РАН, Россия)
H. Schreier (Correlated Solution Inc., США)
A. Shoshenskiy (Air Liquide Welding, Франция)
М.А. Штремель (НИТУ "МИСиС", Россия)
Е.В. Юртов (РХТУ им. Д.И. Менделеева, Россия)
В.С. Юсупов (ИМЕТ РАН, Россия)
А.А. Ярославов (МГУ им. М.В. Ломоносова, Росси

ORGANIZING COMMITTEE

Chairman: Member of RAS O.A. Bannykh (IMET RAS).
Co-chairman: Dr. D. Bailey (Instron, Great Britain)
Vice-chairmen: A.M. Gleser (NUST MIS&S, Russia)
A.G. Kolmakov (IMET RAS, Russia)
Conference Secretary:
D.V. Prosvirnin (IMET RAS, Russia)

Members:

M.I. Alymov (ISMAN RAS, Russia)
IN AND. Alshits (IC RAS, Russia)
CM. Barinov (IMET RAS, Russia)
IN AND. Betekhtin (FTI RAS, Russia)
A.G. Beresnev (OJSC Composite, Russia)
S.Ya. Bezofen (NIU MAI, Russia)
V.M. Blinov (IMET RAS, Russia)
K.E. Borisov (Department of Science and Technology of the Ministry of Education and Science of Russia)
IN AND. Borodavko (UP NPO "Center" NASB, Belarus)
L.R. Botvina (IMET RAS, Russia)
G.S. Burkhanov (IMET RAS, Moscow)
V.M. Buznik (SRC VIAM, Russia)
VN Varyukhin (DonNTU named after AA Galkin, DNR)
A.Yu. Vinogradov (Togliatti State University, Russia)
P.A. Knight (Presidium of NAS, Belarus)
R. Gadow (Universitat Stutgart, Germany)
S.A. Gerasimov (Moscow State Technical University named after NE Bauman, Russia)
M.V. Gerov (JSC MIT Corporation, Russia)
V.V. Gerov (IntelTest, Russia)
A.L. Greer (Cambridge Univ., United Kingdom)
A.E. Gvozdev (Tula State University, Russia)
Yu.I. Golovin (Tambov State University, Russia)
RV Gol'dshtein (IPMech named after AY Ishlinsky, RAS, Russia)
K.V. Grigorovich (IMET RAS, Russia)
F.V. Grechnikov (Samara GAU, Russia)
V.E. Gromov (SibGIU, Russia)
S.V. Additkin (IMET RAS, Russia)
D.V. Dolgushin (FANO of Russia)
A.V. Oak (SC Rosatom, NITU MISiS, Russia)
VC. Ivanov (IONKh RAS, Moscow)
O.M. Ivasishin (Institute of Metal Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine)
V.M. Ievlev (Moscow State University, Voronezh State University, Russia)
A.F. Ilyushchenko (GNPO PM NANB, Belarus)
E.N. Kablov (SSC VIAM, Russia)
BA Kalin (NNIU MEPhI, Russia)
M.I. Karpov (ISSP RAS, Russia)
M. Keeble (Buehler, United Kingdom)
G.V. Klevtsov (Togliatti State University, Russia)
S.A. Klimenko (ISM NASU, Ukraine)
G.E. Kozhaspirov (SPbSPU, Russia)
A.G. Kolesnikov (Moscow State Technical University named after NE Bauman, Russia)
Yu.R. Kolobov (Belgorod State University, Russia)
V.S. Komlev (IMET RAS, Moscow)
S.A. Kotrechko (Institute of Metal Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine)
M.M. Krishtal (Togliatti State University, Russia)
A.P. Laskovnev (National Academy of Sciences of Belarus, Belarus)
E.A. Levashov (MISiS, Moscow)
L.M. Lobanov (IE Eaton Paton, Ukraine)
G.M. Lukovkin (Moscow State University named after MV Lomonosov, Russia)
S.A. Lurye (IPMeh named after AY Ishlinsky, RAS, Russia)
A.N. Lutsenko (SSC VIAM, Russia)
P. Lukas (Institute of Metal Physics, Czech Republic)
IN AND. Lysak (Volgograd State Technical University, Russia)
L.A. Matlakhova (State University of the North Fluminense Darcy Ribeiro, Brazil)
V.M. Matyunin (NIU "MEI", Russia)
S.T. Mileiko (ISSP RAS, Russia)
Yu.V. Milman (IPM NASU, Ukraine)
IN AND. Moiseenko (INDAM NAS, Belarus)
N.F. Morozov (St. Petersburg State University, Russia)
H. Mughrabi (Universitat Erlangen-Nurnberg, Germany)
S.A. Nikulin (NITU "MISiS", Russia)
V.M. Novotortsev (ION of RAS, Moscow)
P.D. Odessa (Central Research Institute of Building Structures, Russia)
A.S. Oryshchenko (Central Research Institute of CM «Prometey», Russia)
O.G. Ospennikova (SRC VIAM, Russia)
V.E. Panin (ISPM SB RAS, Russia)
A.A. Parfenov (OAO VNIINM, Russia)
V.V. Perevezentsev (IPM RAS, Russia)
S.G. Psakhye (IFPM SB RAS, Russia)
R.N. Rizakhanov (SSC FGUP "Keldysh Center", Russia)
V.V. Rybin (SPbSPU, Russia)
A.N. Romanov (IMASh RAS, Russia)
A.I. Rudskoy (SPbSPU, Russia)
A.G. Savchenko (NITU "MISiS", Russia)
V.V. Sagaradze (IFM UrB RAS, Russia)
A.E. Salko (ZAO "Vzryvyspytaniya", Russia)
S.E. Sakipova (KazNU, Kazakhstan)
K.K. Seitkazenova (KazSU the name of M.Auezov Kazakhstan)
S.V. Simakov (IMET RAS, Russia)
A.K. Skuratov (FGBNU "Direction NTP", Russia)
K.A. Solntsev (IMET RAS, Moscow State University named after MV Lomonosov, Russia)
R. Sunder (BiSS (P) Ltd, India)
V.M. Schastlivtsev (IFM Uro RAS, Russia)
V.F. Terentiev (IMET RAS, Russia)
A. Toffs (Correlated Solution Inc., USA)
J. Theodorakopoulos (Instron, UK)
V.T. Troshchenko (GP Pisarenko Institute of Technology, Ukraine)
M.R. Filonov (NITU "MISiS", Russia)
G.A. Filippov (State Research Center of the Russian Federation "TsNIichermet named after IP Bardin", Russia)
S.A. Firstov (IPM NASU, Ukraine)
M.L. Heifets (Presidium of NAS, Belarus)
Tu Hailing (General Research Institute for Non-Ferrous Metals, PRC)
V.A. Chanturia (IPKON RAS, Russia)
V.M. Chernov (VNIINM, Russia)
V.A. Tsherny (PAO ZIO-Podolsk, Russia)
OK. Chistov (SRC "Kurchatov Institute", Russia)
A. Čiuplys (Kaunas University of Technology, Lithuania)
A.E. Shelest (IMET RAS, Russia)
H. Schreier (Correlated Solution Inc., USA)
A. Shoshenskiy (Air Liquide Welding, France)
M.A. Shtremel (NITU "MISiS", Russia)
E.V. Yurtov (Mendeleyev University of Chemical Technology, Russia)
V.S. Yusupov (IMET RAS, Russia)
A.A. Yaroslavov (Moscow State University named after MV Lomonosov, Russia)

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО НАУЧНЫХ ОРГАНИЗАЦИЙ

РОССИЙСКИЙ ФОНД ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ИМ. А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

КОРПОРАЦИЯ INSTRON

ООО «ИНТЕЛТЕСТ»

МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

ЖУРНАЛ «ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ»

ПРИ ПОДДЕРЖКЕ

СОВЕТ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ ИМЕТ РАН

ИНФОРМАЦИОННЫЙ ПРОЕКТ ЭКСПИР

ОСНОВНАЯ ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

- ***СЕКЦИЯ 1:*** Общие закономерности процессов деформации и разрушения материалов на нано-, микро-, и макроуровнях. Стадийность процессов деформации и разрушения в разных условиях нагружения.
- ***СЕКЦИЯ 2:*** Физические процессы с участием пластической деформации и разрушения.
- ***СЕКЦИЯ 3:*** Получение материалов с нано- и субмикрокристаллической структурой методами интенсивной пластической деформации
- ***СЕКЦИЯ 4:*** Разработка и оптимизация технологий обработки и производства материалов и наноматериалов, основанных на процессах пластической деформации и разрушения.
- ***СЕКЦИЯ 5:*** Новые стали и сплавы, обладающие перспективной структурой и высоким комплексом механических характеристик
- ***СЕКЦИЯ 6:*** Технология получения и механические свойства наноструктурных порошковых материалов
- ***СЕКЦИЯ 7:*** Создание наноструктурных покрытий, поверхностных слоев и градиентных структур для перспективных материалов с улучшенными характеристиками
- ***СЕКЦИЯ 8:*** Прочность и пластичность перспективных конструкционных и функциональных материалов и наноматериалов (композиционных материалов, высокопрочных керамик, гетероструктур, фуллеренов, пеноматериалов и сотовых структур).
- ***СЕКЦИЯ 9:*** Новые материалы (включая биомедицинские материалы, полимеры, демпфирующие, огнестойкие)
- ***СЕКЦИЯ 10:*** Деформация и разрушение строительных и природных материалов
- ***СЕКЦИЯ 11:*** Триботехнические аспекты процессов деформации и разрушения
- ***СЕКЦИЯ 12:*** Оценка ресурса деталей машин, механизмов, конструкций приборов, технологии, позволяющие предупредить процессы разрушения, способы борьбы с катастрофическим разрушением
- ***СЕКЦИЯ 13:*** Современное оборудование и новые эффективные методы для исследования процессов деформации и разрушения материалов и наноматериалов
- ***СЕКЦИЯ 14:*** Компьютерное моделирование и математические методы описания структуры и механического поведения материалов и наноматериалов
- ***СЕКЦИЯ 15:*** Применение методов ebsd, рэм, атомно-зондовой томографии для изучения процессов деформации и разрушения металлических материалов

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

****

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ И ТОЛЩИНЫ ДЕМПФИРУЮЩЕГО СЛОЯ НА ПОКАЗАТЕЛИ СТАТИЧЕСКОЙ И ДИНАМИЧЕСКОЙ ЖЕСТКОСТИ АМОРТИЗАТОРОВ ИЗ ПОЛИМЕРНОЙ КОМПОЗИЦИИ

Курзина А.М., Аксенов Ю.Н., Курзина Е.Г., Семак А.В., Богачев А.Ю.

Россия, Московский государственный университет путей сообщения Императора Николая II

kurzina_elena@mail.ru

Непрерывный рост объемов перевозок грузов железнодорожным транспортом, особенно в Северных и Восточных регионах РФ, увеличение веса и скорости движения поездов ставит актуальной задачу выбора материала амортизирующих элементов подвижного состава и верхнего строения пути.

Известно, что мерой пластичности упругого материала является величина коэффициента механических потерь, определяемого по диаграмме сжатия образца. Чем больше площадь петли гистерезиса, тем больше энергии рассеивается, тратится на нагрев и активацию химических процессов, а значит, и на затухание вынужденных колебаний. При этом целесообразно оценивать как статический, так и динамический гистерезис при различных температурных воздействиях.

Для характеристики упругогистерезисных свойств резины и полимеров, описывающих взаимосвязь между напряжением и деформацией при многократном нагружении, обычно используются следующие показатели:

— эластичность по отскоку;
— динамический модуль упругости при растяжении или сжатии;
— модуль потерь при растяжении или сжатии;
— коэффициенты жесткости, характеризующие упругость и внутреннее трение;
— модуль внутреннего трения;
— коэффициент демпфирования;
— теплообразование-повышение температуры образца после многократной деформации;
— остаточная деформация после многократного сжатия.

В рамках данной работы упругогистерезисные свойства образцов толщиной 10 и 14,5 мм из полимерной композиции для амортизирующих элементов рельсовых скреплений оценивали по следующим показателям:

- Статическая жесткость на сжатие в интервале нагрузок от 20 до 90 кН, определяемая как отношение вертикальной нагрузки, действующей на прокладку с заданной скоростью к соответствующей деформации в направлении действия нагрузки.

- Динамическая жесткость, определяемая при амплитуде нагрузок 20-90 кН и частоте 10±1 Гц.

- Коэффициент жесткости, определяемый как отношение динамической жесткости при амплитуде нагрузок 20-90 кН и частоте 10±1 Гц к статической.

- Коэффициент изменения статической жесткости при температуре минус (40_{-2}) ºС, определяемый как отношение статической жесткости прокладки при температуре минус (40_{-2})ºС к статической жесткости при температуре (23±2)ºС.

Результаты экспериментальных исследований показали, что статическая жесткость образцов из термопластичной полимерной композиции при температуре (23±2)ºС составила 78 кН/мм, а при температуре (-40_{-2})ºС – 88 кН/мм. Следовательно, коэффициент жесткости при температуре (-40_{-2})ºС равен 1,13.

Статическая жесткость образцов толщиной 10 мм при температуре (23±2)ºС составила 123 кН/мм, что в ~1,5 раза (на ~50%) больше статической жесткости образцов толщиной 14,5 мм. Статическая жесткость при уменьшении толщины амортизатора снижается пропорционально его толщине при равных прочих условиях испытаний.

Результаты динамических испытаний образцов толщиной 14,5 мм при частоте нагружения 10±1 Гц и температурах испытаний (23±2)ºС, (-40_{-2})ºС, (50±2)ºС показали, что динамическая жесткость образцов при температурах испытаний (23±2)ºС, (-40_{-2})ºС, (50±2)ºС составила: 136 кН/мм, 304 кН/мм и 133 кН/мм соответственно, а коэффициент жесткости при тех же температурах 1,74; 3,91; 1,71 соответственно.

Следовательно, показатели динамической жесткости образцов при температурах (23±2)ºС и (50±2)ºС практически одинаковы, что говорит о стабильности физических свойств полимерной композиции при повышенных температурах.

При температуре -40 ºС значение динамической жесткости увеличивается в 3,91 по сравнению со статической, и в 2,23 раза - по сравнению с динамической жесткостью, определенной при нормальной температуре.

Динамическая жесткость образцов из той же полимерной композиции, но уменьшенной толщины (10 мм), при частоте нагружения 10±1 Гц и температурах испытаний (23±2)ºС, (-40_{-2})ºС составила: 240 кН/мм и 358 кН/мм, а коэффициент жесткости при тех же температурах - 1,96 и 2,96 соответственно.

Следовательно, показатель динамической жесткости образцов толщиной 10 мм при температуре (-40_{-2})ºС в 2,96 раза выше статической жесткости и в 1,49 раза выше динамической жесткости, определенной при температуре (23±2)ºС.

Сравнительный анализ динамической жесткости прокладок из одного и того же материала, но разной толщины – 14,5 мм и 10 мм показал, что значение динамической жесткости при уменьшении толщины увеличивается при температуре (23±2)ºС в 1,77 раз (77%), а при температуре (-40_{-2})ºС в 1,18 раз (18%). Уменьшение коэффициента жесткости для данного материала при температуре (-40_{-2})ºС связано с началом перехода из высокоэластичного состояния в стеклообразное.

Результаты испытаний показывают, что энергия рассеивания упругой деформации, определяемая как площадь гистерезиса, при медленном статическом нагружении при температуре (23±2)ºС прокладки толщиной 14,5 мм в ~1,4 раза выше (40%), чем прокладки толщиной 10 мм (19,18/13,83), а при быстром циклическом нагружении прокладки толщиной 14 мм в ~1,18 раза выше (18%), чем прокладки толщиной 10 мм (5,13/4,35).

Доля рассеивания энергии упругой деформации при динамическом нагружении прокладки 14,5 мм по сравнению со статическим нагружением составила 27,7%, а прокладки 10 мм – 31%. Следовательно, при динамическом нагружении с частотой 10Гц демпфирование вертикальных колебаний снижается на ~30% для каждой толщины образца и является качественным показателем для данного материала.

Полученные в ходе проведенных экспериментов параметры статической, динамической жесткости и коэффициентов жесткости амортизирующих элементов рельсовых скреплений при разных температурах испытаний следует учитывать при динамических расчетах подвижного состава, выбора характеристик рессорного комплекта и других гасителей колебаний.

****

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Корзникова Г.Ф.[1], Миронов С.Ю.[1], Конькова Т.Н.[1], Зарипова Р.Г.[2], Мышляев М.М.[3]

[1] Россия Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, korznikova@anrb.ru

[2] Россия Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,

[3] Россия Институт Металлургии и Материаловедения им. Байкова РАН, Москва,

В настоящее время особый интерес вызывают технологии, позволяющие получать наноматериалы в промышленных масштабах. До последнего времени основные надежды на решение этой задачи возлагались на интенсивную пластическую деформацию (ИПД). Однако до настоящего времени попытки адаптировать ИПД к условиям реального производства не увенчались успехом. В этой связи имеет смысл реанимировать простые, но очень эффективные и практичные «старые» технологии; ярким примером последних может служить методика измельчения микроструктуры в аустенитных сталях посредством обратимого мартенситного превращения. Эффект обратимого мартенситного превращения в ходе криогенной деформации и последующего отжига аустенитных сталей был довольно хорошо исследован в 60-90-е годы прошлого века исследовательскими группами К.А. Малышева, В.Г. Горбача, А.И. Уварова, В.В. Сагарадзе, Р.Г. Зариповой и других. Было хорошо установлено, что он ведет к радикальному измельчению микроструктуры и сопровождается существенным улучшением служебных свойств материала. В этих работах были определены ориентационные соотношения и плоскости габидуса при фазовых превращениях, сдвиговые деформации, условия наследования дислокаций и многое другое. Следует подчеркнуть, что

микроструктурный и кристаллографический анализ в этих исследованиях осуществлялся методами электронной микроскопии и рентгенографии. Однако появление принципиально нового метода микроскопии, основанного на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (так называемый, EBSD анализ), открывает новые возможности для более глубокого исследования этого интересного феномена. Широкое использование EBSD анализа в мире в последнее десятилетие уже привело к настоящему прорыву в исследовании процессов деформации, рекристаллизации, фазовых превращений и ряда других. В данной работе EBSD анализ использован для изучения обратимого мартенситного превращения в аустенитной стали 12Х18Н10Т. Приводятся первые результаты сравнительного EBSD анализа стали 12Х18Н10Т в двух структурных состояниях. Первое состояние получено отжигом в аустенитной области, а второе состояние получено последующей криогенной прокаткой образцов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №17-42-020426).

****

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА БЕЙНИТНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ СЖАТИИ

Аксёнова К.В.[1], Громов В.Е.[1], Никитина Е.Н.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, 654007, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, 634055, Россия, yufi55@mail.ru

[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, 634050, Россия

Целью работы являлось установление закономерностей эволюции фазового состава, дефектной субструктуры и выявление механизмов деформационного упрочнения бейнитной стали 30Х2Н2МФА, деформированной одноосным сжатием при комнатной температуре.

Выявлена стадийность деформационного упрочнения конструкционной стали с бейнитной структурой. Выделены две стадии деформационного упрочнения: стадия с параболической зависимостью σ-ε или убывающим коэффициентом упрочнения Θ и стадия со слабо изменяющимся коэффициентом упрочнения Θ. Разрушение испытываемых образцов бейнитной стали происходило при ε = (0,43…47) путем хрупкого скола под углом ≈45 градусов к оси деформации с образованием нескольких крупных осколков.

В результате бейнитного превращения при непрерывном охлаждении в стали 30Х2Н2МФА образуется многофазная структура, представленная α-фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки), γ-фазой (остаточный аустенит, твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки) и карбид железа (в низко- и среднеуглеродистых сталях – цементит). Основной фазой данного класса сталей является α-фаза; объемная доля остаточного аустенита изменяется в пределах до 10 %, объемная доля частиц карбидной фазы изменяется в пределах (1-2) %.

Установлено, что с увеличением степени деформации стали наблюдается уменьшение продольных размеров фрагментов пластин бейнита; увеличение плотности микродвойников; скалярной и избыточной плотности дислокаций, линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и амплитуды внутренних дальнодействующих полей напряжений. В совокупности указанные процессы приводят к формированию в материале областей с критической субструктурой, способной к формированию микротрещин с последующим разрушением образца.

Выявлено формирование в процессе деформации стали с ε > 30 % каналов локализованной деформации – особых наноструктурных состояний материала, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен (рис. 1, а). В них локализован сдвиг, в несколько раз превосходящий средний по материалу.

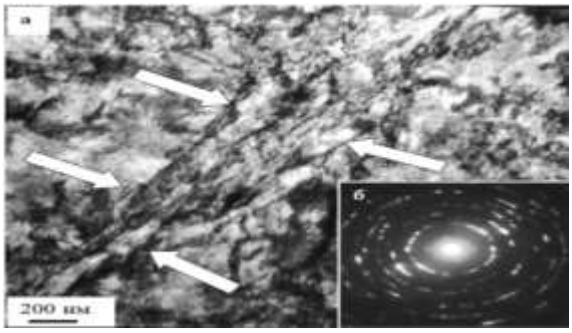


Рис. 1. Каналы деформации, формирующиеся в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой; ε=43%; а - светлое поле (стрелками обозначены каналы деформации); б – микроэлектронограмма.

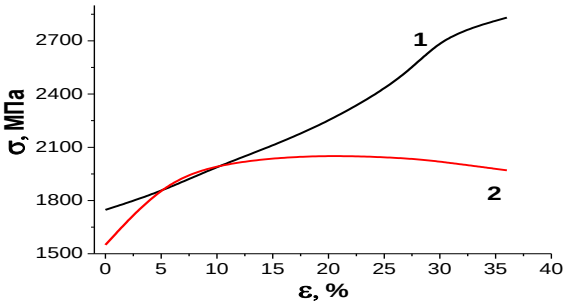


Рис. 2. Кривые деформационного упрочнения стали, рассчитанные по результатам оценок механизмов упрочнения (кривая 1) и выявленная на эксперименте (кривая 2).

Такие области на темнопольных изображениях в матричных рефлексах проявляются в виде крапчатого контраста. Микроэлектроннограммы, полученные с таких областей, имеют, как правило, квазикольцевое строение. Эти области простираются на несколько микрометров в длину и имеют в поперечнике ~0,5 мкм. С ростом степени деформации средние размеры каналов деформации увеличиваются.

Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах (50-100) нм. Кольцевое строение микроэлектронограммы, полученной с области локализации (канала деформации) (рис. 1, б), указывает на преимущественно большеугловую разориентацию кристаллитов, формирующих его. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких процентов.

В канале деформации субструктура является фрагментированной, однако размеры фрагментов много меньше, чем в основном объеме материала. Кроме того, фрагменты в канале деформации изотропны по форме. Если судить по размеру фрагментов, то следует полагать, что в канале деформации локализован сдвиг в несколько раз превосходящий средний. Различие формы фрагментов в матрице (высокоанизотропные фрагменты) и каналах (изотропные фрагменты) свидетельствует о различных механизмах их формирования.

Следующая особенность структуры каналов деформации связана с поведением в них изгибных экстинкционных контуров. Отметим, что изгибные контуры экстинкции отмечают области с одинаковой ориентацией конкретных плоскостей отражения по отношению к падающему пучку электронов. Как в канале деформации, так и в прилегающих к нему областях присутствуют участки одной ориентации или близких, вытянутые приблизительно параллельно длинной стороне канала. Поскольку при сжатии, как правило, возникает значительное количество участков с турбулентным течением, такое сопоставление может пролить свет на природу каналов деформации. А именно, условия деформирования в них таковы, что работа деформации оказывается ниже, чем в соседних участках. Можно предположить, что основную роль здесь играет локальный разогрев материала.

Еще одной особенностью каналов деформации являются значительные поля напряжений, локализованные внутри них и в прилегающих к ним областях. Возможны два механизма релаксации этих полей напряжений. Во-первых, путем фрагментации. В этом случае образуются цепочки фрагментов малых размеров и близкой ориентации, расположенные вдоль канала деформации. Во-вторых, путем развития микротрещин.

Деформационное упрочнение конструкционной стали с бейнитной структурой носит многофакторный характер. Был проведен анализ следующих механизмов упрочнения и оценки величин их вкладов в формирование напряжения течения: вклад, обусловленный трением решетки матрицы; вклад от внутрифазных границ; от дислокационной субструктуры; присутствия частиц карбидных фаз; от атомов лигирующих элементов; дальнодействующих полей напряжений. Установлено, что наибольший вклад в величину деформационного упрочнения вносит субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное дальнодействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией структуры) и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Сравнительно малое упрочнение

оказывает дислокационная субструктура и частицы карбидной фазы. Зависимость σ-ε, полученная при анализе механизмов упрочнения стали (рис. 2, кривая 1), при степенях деформации, превышающих ≈15 %, существенным образом превышает значения, выявленные на эксперименте (рис. 2, кривая 2). Установлено, что причиной разупрочнения стали с бейнитной структурой при больших (более 15 %) степенях деформации является активация процесса деформационного микродвойникования.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1) и гранта РНФ №15-12-00010 на выполнение научно-исследовательской работы.

****

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА КИНЕТИКИ НАБОРА ПРОЧНОСТИ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОТРУБКАМИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ

Артамонова О.В.

Воронежский государственный технический университет, Россия. E-mail: ol_artam@rambler.ru

В настоящее время различные виды нанодобавок трубчатого строения применяются при модифицировании строительных композитов, улучшая их физико-химические и механические свойства [1, 2]. Актуальной задачей является разработка и применение технологии модифицирования цементных систем нанотрубками различной природы, а так же исследование влияния этих модификаторов на процессы твердения цементного камня.

Ранее нами установлено [3, 4], что введение наноразмерных частиц трубчатого строения в цементные системы значительно изменяет процессы структурообразования цементного камня в самом раннем возрасте. Являясь химически активными наночастицы хризотила, участвуют в реакциях гидратации клинкерных минералов, а также выступают в качестве дополнительных центров кристаллизации. Их высокая удельная поверхностная энергия изменяет термодинамические условия химических реакций, что приводит к появлению продуктов твердения измененного, по сравнению с эталонной системой твердения минералогического и морфологического составов. При этом обеспечивается формирование кристаллических сростков низкоосновных гидросиликатов кальция с соотношением C/S ≤ 1,0 вместо первичных кристаллогидратов типа портландита или высокоосновных гидросиликатов кальция. Известно, что именно формирование низкоосновных гидросиликатов кальция способствует повышению прочности цементного камня.

Углеродные нанотрубки введенные в цементную систему могут выполнять роль дополнительных активных центров кристаллизации, нано- и микроармирующих элементов, и как следствие, могут значительно зонировать пространство кристаллизационной структуры цементного камня, что ведет в итоге должно приводить к упрочнению цементного камня при модифицировании.

Целью данной работы являлось изучение кинетики набора прочности цементного камня модифицированного нанотрубками различных видов.

Исходными компонентами для модифицирования цементных систем являлись цемент типа ЦЕМ I, нанотрубки хризотила (НТХ) [$Mg_3Si_2O_5(OH)_4$], углеродные нанотрубки (УНТ) марки Nanocyl-7000, техническая вода (ГОСТ 23732-79). Модифицирование цементного камня проводили соответствующими нанодобавками НТХ и УНТ при их дозировки 0,01 % от массы цемента, добавки предварительно вводили в воду затворения. Были отформованы для испытаний три типа систем: эталонная система – цемент – вода (Ц – В); модифицированные системы – Ц – В – НТХ и Ц – В – УНТ.

Физико-механические испытания на прочность проводили согласно ГОСТу 310.4-81 «Цементы. Методы определения предела прочности при изгибе и сжатии» на универсальной 4-х колонной напольной гидравлической испытательной системе INSTRON Sates 1500HDS.

Гистограмма кинетики набора прочности цементного камня модифицированных и эталонной систем представлена на рисунке 1. Анализируя кинетику набора прочности цементного камня можно отметить, что в системе Ц – В наблюдается постепенное нарастание прочности, к 28 суткам твердения средняя прочность составляет 54,3 МПа. В модифицированных цементных системах набор прочности идет более интенсивно.

Испытания на прочность цементного камня модифицированной НТХ показали максимальные значения, при этом к 28 суткам твердения средняя прочность на сжатие составляет 150,4 МПа, в то время как для эталонной системы Ц + В она составляет 53,8 МПа, т.е. наблюдается увеличение значения прочности на сжатие практически в 3 раза. Стоит отметить, что значение прочности на сжатие модифицированного цементного каменя в первые сутки твердения (54,3 МПа), сопоставимо со значением прочности на сжатие системы Ц + В для 28 сут твердения, при этом ускорение по набору прочности в ранние сроки модифицированной системы Ц + В + НТХ составляет почти 30 раз.

Прочность цементной системы модифицированной УНТ больше эталонной системы приблизительно в 1.5 раза на всех этапах испытаний, к 28 суткам твердения средняя прочность составляет 80 МПа.

Таким образом, значительный прирост прочности цементного камня, модифицированного наноразмерными частицами трубчатого строения, обусловлен следующими факторами: 1) наноразмерные трубки в структуре твердеющего цементного камня меняют кинетику реакций гидратации клинкерных минералов цемента, и кинетику твердения цементного камня, ускоряя эти процессы, действуя как активные центры системы; 2) НТХ действуют по двум механизмам: являются непосредственными участниками химических реакций, что позволяет формировать особую структуру цементного камня с увеличенным содержанием низкоосновных гидросиликатов кальция; проявляют каталитическую ролью как центры кристаллизации, с соответствующим эффектом понижения энергетического порога этого процесса и ускорения его; 3) УНТ введенные в цементную систему могут обеспечивать повышение плотности упаковки системы сложения дисперсных частиц, уменьшение общей ее пористости, изменение структуры пористости материала – присутствующие в системе наноразмерные частицы способны за счет увеличения объема адсорбционно и хемосорбционно связываемой ими воды уменьшать объем капилярно-связанной и свободной воды, что приводит к изменению реологических свойств цементного теста, к повышению их вязкости и пластической прочности; осуществлять зонирование структуры твердения наноразмерными частицами, при этом введение в структуру УНТ привносит дополнительно порядка 300 000 м^2 площади границ раздела фаз, что положительно сказывается на условиях роста и распространения трещин в хрупком теле цементного камня при его деформировании и разрушении.

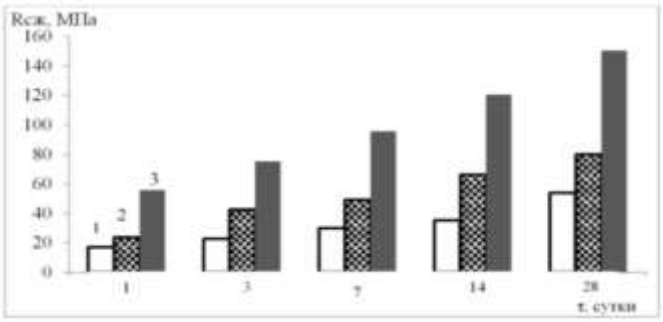


Рис. 1. Кинетика набора прочности цементных систем:
1 – Ц + В; 2 – Ц + В + УНТ; 3 – Ц + В + НТХ

Список использованной литературы

1. Фаликман В.Р., Соболев К.Г. «Простор за пределом», или как нанотехнологии могут изменить мир бетона часть 1 // Нанотехнологии в строительстве: научный интернет-журнал. 2010. № 6. С. 17 – 31.

2. Пухаренко Ю.В., Аубакирова И.У., Никитин В.А., Летенко Д.Г., Староверов В.Д. Модифицирование цементных композитов смешанным наноуглеродным материалом фуллероидного типа // Технологии бетонов. 2013. № 12 (89). С. 13 – 15.

3. Чернышов Е.М., Артамонова О.В., Славчева Г.С. Концепции и основания технологий наномодифицирования структур строительных композитов. Часть 3. Эффективное наномодифицирование систем твердения цемента и структуры цементного камня (критерии и условия) / Строительные материалы. № 10. 2015. С. 54 – 64.

4. Артамонова О.В. Исследование процессов структурообразования в цементных системах модифицированных нанотрубоками хризотила / Вестник Центрального территориального отделения Российской академии архитектуры и строительных наук. Выпуск 14: сб. науч. ст. – Липецк: Изд-во Липецкого государственного технического университета. 2015. С. 154 – 162.

****

ВЛИЯНИЕ АСИММЕТРИИ НА КИНЕТИКУ РОСТА ТРЕЩИНЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ РЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Савкин А.Н., Бадиков К.А., Седов А.А., Долуда А.О., Климов М.А.

Волгоградский государственный технический университет, Россия, tfpic@vstu.ru

Исследована кинетика роста усталостной трещины на алюминиевых образцах из сплава 2024-Т3 при регулярном нагружении с различной асимметрией на среднеамплитудном участке кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР). Данное исследование направленно на выявление влияния асимметрии различного уровня на продолжительность роста трещины при различных значениях максимального нагружения. Также проведено прогнозирование продолжительности роста усталостной трещины по поцикловому меду расчета (цикл-за-цикл).

Ключевые слова: усталостное испытание, оценка кинетики роста трещины, регулярное нагружение, алюминиевый сплав.

В данной статье исследовали компактные образцы размером 60×62,5×5 мм с краевой трещиной, выполненные из алюминиевого сплава 2024-Т3 – дюралюминий системы легирования Al-Cu-Mg, термоупрочняемый, нормальной прочности, близок к отечественному аналогу Д16. Этот сплав применяют в самолетостроении и аэрокосмической технике и соединяют механическими методами, например заклепками. Т3 обозначает термическую обработку-закалку с последующей холодной деформацией [1]. Толщина образца из данного материала составляла 5 мм, что давало возможность утверждать, что усталостная трещина развивалась при плоском напряженном состоянии.

Химический состав сплава % (мас.): 90.7-94.7 Al; Si <0.50; 0.3–0.9 Mn; 1.2-1.8 Mg; Cr <0.1; 3.8-4.9 Cu; Fe ≤ 0.5; Ti ≤ 0.15; Zn<0.25. Механические свойства сплава: предел прочности $\sigma_в$ = 483 МПа, условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ = 345 МПа, модуль нормальной упругости E=73.1 ГПа.

Испытания на усталостную долговечность при регулярном нагружении проводили на сервогидравлической машине BISS Nano 25 kN при комнатной температуре и постоянной частоте нагружения 5 Гц с помощью управляющего и регистрирующего пакета программ MTL, в котором были учтены параметры режимов нагружения и справочные значения характеристик материала. Рост трещины в зависимости от числа циклов контролировали и регистрировали датчиком раскрытия трещины BISS Bi-06-201. Методика испытаний соответствовала требованиям стандарта ASTM E 647-08. В процессе испытания записывалась кинетика роста трещин в зависимости от числа циклов. Программа испытаний приведена в таблице 1.

Таблица 1 – Программа испытаний при регулярном нагружении разной асимметрией

Номер позиции	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
P_{max}, кН	1.5	2	3	3.5	2.5	2.5	1.75	2.5	3.0	3.5	1.5	2.0
R	0	0	0	0	0.1	0.3	0.5	0.5	0.5	0.5	0.7	0.75

На рис. 1 показаны результаты испытаний алюминиевого сплава 2024-Т3 (рис. 1а). На основании зависимостей кинетики роста трещины *a-lgN*, полученных с использованием датчика раскрытия трещины, командоаппарат испытательной машины автоматически оценивает скорость роста *da/dN* и размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK в устье трещины. Эти результаты позволяют построить кинетические диаграммы усталостного разрушения КДУР (рис. 1б). Номера позиций на рисунке 1 соответствуют номерам в таблице 1.

Положение кривых КДУР блока нагружения регулярного нагружения существенно зависит от асимметрии цикла *R*. Использование подхода эффективного коэффициента $\Delta K_{эфф}$ позволяет приблизить эти кривые к кривой *R*=0, что получено на рис. 1б.

Для учета явления «закрытия» трещины, имеющем место при асимметриях цикла *R* менее 0.6-0.7, и снижающем скорость роста трещины за счет уменьшения размаха ΔK вводится параметр *U*, предложенный Я. Схайве [2] для описания закрытия трещины с асимметрией $-1 \le R \le 0.7$ на алюминиевом сплаве 2024-Т3, определяемый по формуле 1:

$$U = 0.55 + 0.33 \cdot R + 0.12 \cdot R^2 \qquad (1)$$

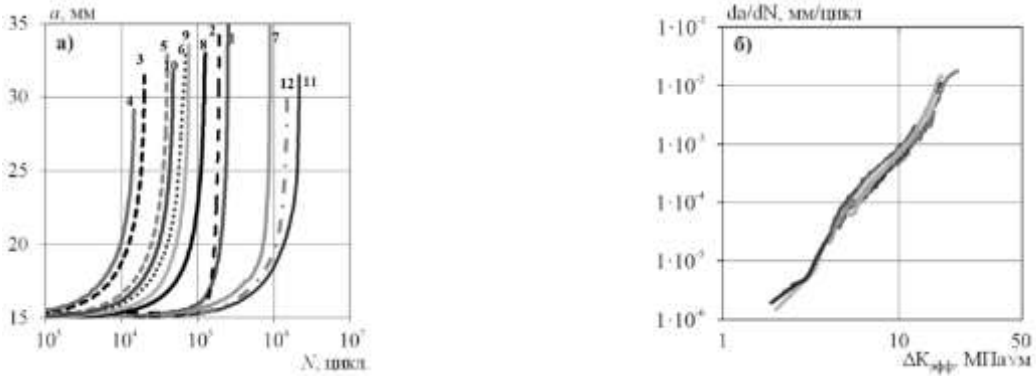


Рис. 2 Кривые роста (а) и КДУР (б) испытаний при регулярном нагружении с различной асимметрией блока нагружения R

Таким образом, в нашем расчете эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений в устье трещины при регулярном нагружении расчитывается по формуле 2. В этом выражении влияние «закрытия» трещин и асимметрии цикла нагружения на скорость роста трещины оцениваются через коэффициент асимметрии *R*.

$$\Delta K_{эфф} = \Delta K \cdot U \qquad (2)$$

Прогнозирование кинетики роста трещины при регулярном нагружении проводили поцикловым методом расчета по формуле 3:

$$N_{st} = \int_{a_0}^{a_{кр}} \frac{1}{C\Delta K_{эфф}{}^{n}} da\,, \qquad (3)$$

где a_0; $a_{кр}$ – начальная и критическая длина трещины, соответствующая максимальному установленному пределу датчика раскрытия трещины 4 мм; C и n – эмпирические коэффициенты, являющиеся характеристиками циклической трещиностойкости материала. В настоящем исследовании для AL 2024 T3 были получены значения $C = 1.8 \cdot 10^{-12}$ и $n = 3{,}25$.

Результаты показаны на рисунке в виде зависимости расчетных значений от экспериментальных на рис. 3. Сравнение долговечностей дает достаточно хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных.

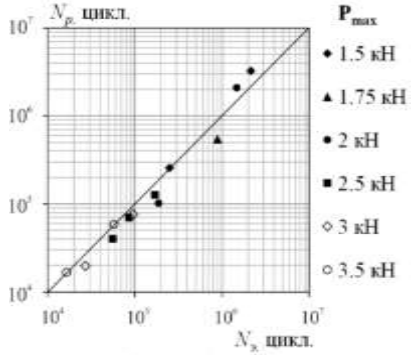


Рис. 3. Взаимосвязь расчетных $N_р$ и экспериментальных $N_э$ значений продолжительности роста усталостных трещин при регулярном нагружении с разной асимметрией

Таким образом, показан подход оценки продолжительности роста усталостной трещины при регулярном нагружении с различной асимметрией цикла, что может служить основой для проведения такой оценки при формировании модели кинетики роста усталостной трещины при нерегулярном циклическом нагружении.

Литература:

1.Bowles, C. Q. The role of environment, frequency and wave shape during fatigue crack growth in aluminum alloys: PhD thesis / Delft: Delft University of Technology, Netherlands, 1978. – 168 p.

2.Schive J. Fatigue of structures and materials. Second edition with CD-ROM. Springer. 2008, Pp. 621.

****

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ В НАГРУЖЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВОДОРОДА

Баранов В.П., Насонов А.Н.
Тульский государственный университет, Россия,
baranov_1955@mail.ru, anton.nasonov2@gmail.com

MODELING OF KINETICS OF MICRODEFECTS IN LOADED HIGH-STRENGTH MATERIALS UNDER THE INFLUENCE OF HYDROGEN

Baranov V.P., Nasonov A.N.

Рассмотрены модели накопления микроповреждений в нагруженных высокопрочных материалах под действием водорода на основе кинетической термодинамики и системы Лоренца. Приведены расчетные кривые эволюции плотности субмикротрещин для стали 30ХГСА.

Models of microdefects accumulation in loaded high-strength materials under the influence of hydrogen based on kinetic thermodynamics and Lorenz system are considered. The calculated curves of the evolution of the density of submicrodefects for steel 30ХГСА are presented.

Цель работы. Описание эволюции накопления микроповреждений в нагруженных материалах под действием водорода.

Используем дислокационно-декогезионную концепцию влияния водорода на разрушение деформированных металлов, согласно которой микроразрушение (потеря устойчивости равновесия в дислокационных очагах предразрушения) есть результат локализованного в ядрах (сверх)дислокаций декогезионного действия водорода, которое рассматривается как эффективное механическое проявление факторов разной физической природы. Будем рассматривать плотность зарождающихся в процессе нагружения материала микроповреждений как внутреннюю полевую переменную, совпадающую по смыслу с деформацией, обусловленной возникновением и ростом дефектов. В высокопрочных материалах основным механизмом релаксации напряжений (диссипации энергии) на микроуровне является рост плотности нераспространяющихся субмикротрещин в условиях их сильного взаимодействия. Малые размеры ($\sim 0{,}1 \div 0{,}3$ мкм) и множественный характер зарождения субмикротрещин, а также распределение их по размерам и ориентациям позволяют произвести усреднение их параметров по представительному объему материала. В условиях статического растягивающего напряжения макроскопическую плотность субмикротрещин представим скалярной величиной $\rho_s(t)$, где t – время деформирования.

На основе кинетической термодинамики и результатов испытаний нагруженного материала на релаксацию напряжений получена трансцендентная зависимость плотности субмикротрещин от времени деформирования в условиях водородного охрупчивания в виде [1]

$$\rho_s(t) = \frac{\Delta\sigma^2(t)}{\gamma_p E u_s}\{1 - \omega \ln[n_a / \rho_s(t) - 1]\}^{-1}. \qquad (1)$$

Здесь $\Delta\sigma(t) = \sigma_0 - \sigma(t)$, $\Delta\sigma(t)$ – релаксация напряжений в момент t, σ_0 – приложенное напряжение (параметр накачки), $\sigma(t)$ – текущее напряжение; E – модуль упругости; γ_p – относительная податливость образца; u_s – энергия образования субмикротрещины; $\omega = KT / u_s$ – параметр водородной повреждаемости, KT – характерная тепловая энергия атомов (K – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура), n_a – число атомов в области концентрации напряжений.

Энергия образования под действием водорода устойчивой субмикротрещины определялась как работа, которую необходимо затратить для слияния зародыша разрушения (сверхдислокации мощности $2b$, b – вектор Бюргерса) с третьей дислокацией, после чего наступает неустойчивость скопления в целом и его практически безбарьерное сваливание в распространяющуюся дислокационную трещину до полного исчерпания дислокаций скопления [1].

Рассмотрим уравнение (1), которое допускает только численное решение, с позиции теории самоорганизации на основе модели Лоренца, которая параметризуется тремя гидродинамическими

модами: внутренним параметром (параметром порядка), который представляет плотность дефектов ρ_s; сопряженным полем, сводящимся к энтропии S; управляющим параметром u, определяющим внешнее воздействие. В качестве последнего примем удельную энергию, равную текущему напряжению в материале $\sigma(t)$. Воспользуемся адиабатическим приближением, согласно которому сопряженное поле и управляющий параметр изменяются настолько быстро, что успевают следовать за медленным изменением параметра порядка. В результате получаем уравнение эволюции типа Ландау-Халатникова

$$\frac{d\bar{\rho}_s}{d\bar{t}} = -\frac{\partial \bar{F}}{\partial \bar{\rho}_s}, \qquad (2)$$

где $\bar{\rho}_s = \rho_s / \rho_m$, $\bar{t} = t / \tau_{\rho_s}$, ρ_m и τ_{ρ_s} – максимальное значение и время релаксации параметра порядка; $\bar{F} = F / F_0$, $F_0 = \rho_m^2$, $\bar{F} = \frac{1}{2}\left[\bar{\rho}_s^2 - \bar{\sigma}_0 \ln\left(1+\bar{\rho}_s^2\right)\right]$ – синергетический потенциал, который играет роль свободной энергии, $\bar{\sigma}_0 = \sigma_0 / \sigma_c$ – параметр внешнего воздействия (степень неравновесности материала), σ_c – критическое (пороговое) напряжение.

Решение уравнения (2) в пренебрежении временем установления постоянного растягивающего напряжения, представляется зависимостью дебаевского вида

$$\rho_s(t) = \rho_{s0}\left\{1 - \exp\left[-(\bar{\sigma}_0 - 1)\left(t / \tau_{\rho_s}\right)\right]\right\}, \qquad (3)$$

где $\rho_{s0} = \rho_m\sqrt{\bar{\sigma}_0 - 1}$.

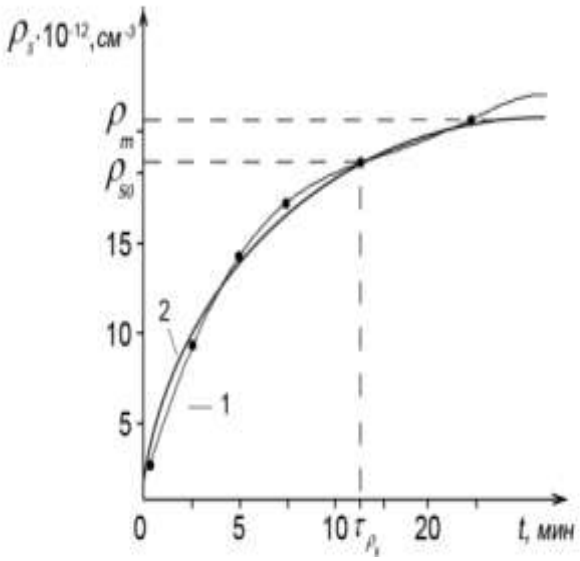


Рис.1

На рис. 1 представлено численное решение трансцедентного уравнения (1) (кривая 1) и его аппроксимация зависимостью (3) (кривая 2) для стали 30ХГСА. Величина ρ_{s0} является точкой минимума синергетического потенциала F, которую можно рассматривать в качестве критического значения параметра порядка. Превышение этого значения приводит к термодинамическому процессу самоорганизации микроповреждений, в результате которого образуются перколяционные кластеры мезоскопического размера – микротрещины.

Литература:

1. Баранов В.П., Лисицына В.Э. Трехуровневое моделирование замедленного разрушения металлов под действием водорода // Известия ТулГУ. Естественные науки, 2015. Вып. 3. С. 227–242.

****

ТВЕРДОСТЬ α И β - ФАЗ И ИХ АНСАМБЛЯ В СПЛАВЕ ВТ6

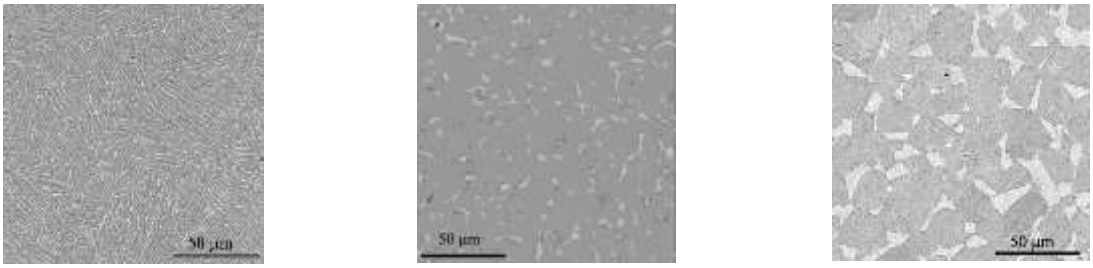
Горнакова А.С.[1], Тюрин А.И.[2], Гнесин И.Б.[1], Страумал Б.Б.[1]
[1]Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
[2]НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р.Державина, Тамбов, Россия
alenahas@issp.ac.ru

HARDNESS α AND β - PHASES AND THEIR ENSEMBLE IN THE ALLOY VT6

Gornakova A.S.[1], Tyutin A.I.[2], Gnesin I.B.[1], Straumal B.B.[1]
[1]Institute of solid state physics RAS, Chernogolovka, Russia
[2]"Nanotechnology and nanomaterials" Derzhavin TSU, Tambov, Russia
alenahas@issp.ac.ru

Были измерены значения нанотвердости отдельных α и β - фаз в сплаве ВТ6. Показано, что их значения не зависят от элементного состава и температуры отжига сплава. Показано, что значение микротвердости ансамбля (α+β) - фаз не зависит от объемной доли и среднего размера частиц второй фазы.

The values of the nanohardness of the individual α and β phases in the alloy VT6 were measured. It is shown that their values do not depend on the elemental composition and annealing temperature of the alloy. It is shown that the microhardness value of the ensemble of (α+β) - phases is independent of the volume fraction and average particle size of the second phase.



(а) (б) (в)

Рис. 1. РЭМ микрофотографии сплава ВТ6: (а) исходная микроструктура, и после отжига: (б) Т=700ºС, 672 часа и (в) Т=800ºС, 840 часов.

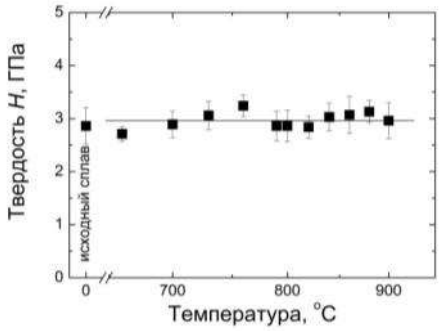


Рис. 2. Зависимость микротвердости для ансамбля фаз в сплаве ВТ6, отожженного в двухфазной области (α+β).

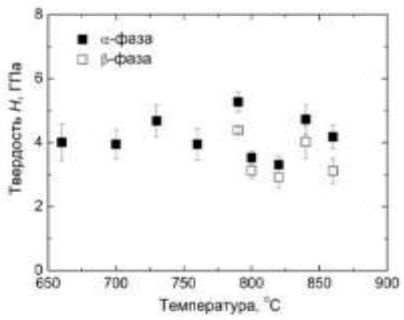


Рис. 3. Зависимость нанотвердости для отдельных фаз в сплаве ВТ6, отожженного в двухфазной области (α+β).

Образование зернограничных прослоек второй фазы сильно влияет на механические свойства многофазных материалов и, в частности, сплавов на основе титана, которые часто подвергаются закалке и старению для достижения высокой механической прочности. Испытания на твердость – это простой и доступный неразрушающий вид механических испытаний. Значение твердости широко используются для качественного рассмотрения связи между свойствами и структурой материала, а

также служит надежным показателем его упругих свойств, сопротивления пластической деформации и разрушению.

В данной работе были проведены измерения микротвёрдости ансамбля (α+β) - фаз в сплаве ВТ6 (Ti–3,9вес.%V–6,2вес.%Al) и нанотвёрдости отдельных α и β - фаз, после отжигов в температурном интервале от 660 до 900°C.

Для исследования из промышленного сплава ВТ6 были нарезаны образцы толщиной 5 мм и диаметром 25 мм. Отжиг образцов, запаянных в кварцевые ампулы, проводился при температурах от 660°C до 900°C (в двухфазной области α + β), продолжительность составила 720 часов. Образцы закаливали в воде при комнатной температуре вместе с ампулой. Измерения нанотвёрдости отдельных α- и β-фаз проводились на приборе Нанотрибоиндентометр TI-950 Triboindenter (HysitronInc., США), использовался индентор Берковича с нагрузкой 5 мН. Измерения микротвердости ансамбля фаз проводились на приборе ПМТ-3, использовалась алмазная пирамидка Виккерса с нагрузкой 200 г. И в первом и во втором случае среднее число измерений составило не менее двадцати, измерения проводились при комнатной температуре.

На Рис. 1 представлены РЭМ микрофотографии исходного сплава и сплава после отжигов при 700 и 800°C. По результатам анализа изображений микроструктуры был рассчитан средний линейный размер частиц β-фазы, который растет с ростом температуры отжига от 2 до 20 мкм, кроме того, объемная доля β-фазы растет с ростом температуры отжига, во всем исследованном температурном интервале. На Рис. 2 представлена зависимость твердости от температуры отжига сплава ВТ6. Зависимость имеет практически линейный вид, измеренные значения твердости близки к значению твердости исходного сплава. Микротвердость исходного образца, до отжига, составляет 2,86±0,35 ГПа. Данным методом измерения не удалось обнаружить какой-либо заметной зависимости микротвердости от объемной доли и среднего размера частиц β-фазы. Скорее всего для того, чтобы «почувствовать» эффект от влияния второй фазы, нужны методы, позволяющие применять большие нагрузки и захватывать большие площади под индентором на поверхности образца.

Анализ морфологии позволил определить форму, размеры и расположение отдельных фаз. По результатам элементного анализа отдельных фаз было установлено, что состав α-фазы не меняется с температурой отжига, а в β-фазе количество Al - не изменяется, V - падает, а Ti - увеличивается с ростом температуры. Из Рис. 3 мы видим, что экспериментально измеренные значения твердости имеют большой разброс. Из графика видно, что все полученные значения твердости для β-фазы лежат ниже соответствующих значений твердости α-фазы, на основе этого можно сделать предположение, что β-фазы мягче α-фазы. Средние значения твердость для α- и β-фаз 4,2±1,1 и 3,5±0,7 ГПа, соответственно. Следует отметить, что толщина оксидной пленки TiO_2 (16,1 ГПа [1]), как правило, составляет 5-6 нм. В нашем случае глубина проникновения индентора составляет не менее 150 нм.

На основе полученных экспериментальных данных можно сделать следующие предположения: (1) - твердость α-фазы выше твердости β-фазы; (2) – микротвердость ансамбля (α+β) – фаз плюс межфазные границ α/β ниже нанотвердости отдельных фаз примерно на 0,5-1 ГПа. Мы предполагаем, что более высокие значения твердости отдельных фаз обусловлены более существенным вкладом упругих напряжений, а также наклепа и/или окисления приповерхностного слоя, т.к. методика измерения нанотвердости является более чувствительной к подобным эффектам. Данные предположения требуют дополнительного исследования и не являются окончательным результатом.

[1] Панин А.В., Шугунов А.Р., Оскомов К.В. Физическая мезомеханика, 9, 2006, 119-122.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект 16-03-00285).

****

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ НА МАРТЕНСИТНУЮ СТАЛЬ, МОДИФИЦИРОВАННУЮ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Громов В.Е.[1], Кормышев В.Е.[1], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Тересов А.Д.[3], Батаев В.А.[4]

[1] ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». Новокузнецк

[2] ФГБУН «Институт сильноточной электроники СО РАН». Томск

[3] ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский государственный университет». Томск

[4] ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет». Новосибирск

e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Получение покрытий с высокими эксплуатационными свойствами, обеспечивающими повышение долговечности работы изделий в экстремальных условиях высокого износа, коррозии, механических нагрузок и температур, является важной фундаментальной задачей [1]. В последние годы получили развитие исследования в области наплавки композиционных покрытий, упрочненных частицами карбидов, боридов и других высокотвердых фаз. Такие покрытия эффективно используют в условиях сильного абразивного изнашивания и ударных нагрузок и применяют в различных областях промышленности. Основными факторами, определяющими их эксплуатационные свойства, являются химический и фазовый составы материала покрытия [2-7].

Целью настоящей работы являлся анализ структуры и трибологических свойств слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой порошковой проволоки системы Fe-C-Cr-Nb-W, модифицированного облучением высокоинтенсивными импульсными электронными пучками.

В качестве материала основ использовали сталь марки Hardox 450 (0,19-0,26 C; 0,70 Si; 1,6 Mn; 0,025 P; 0,010 S; 0,25 Cr; 0,25 Ni; 0,25 Mo, 0,004 B; остальное – Fe, вес. %). Она характеризуется низким содержанием легирующих элементов, вследствие чего она хорошо сваривается и обрабатывается. Благодаря специальной системе закалки листов, которая заключается в быстром охлаждении прокатанного листа без последующего отпуска, достигается мелкозернистая структура стали и ее высокая твердость. Благодаря этому сталь стойка к большинству видов износа.

Наплавку упрочняющего слоя осуществляли плавящимся металлическим электродом [8] в среде инертного/активного газа с автоматической подачей проволоки) в среде защитного газа (Ar – 98 %, CO_2 – 2%) при сварочном токе 250 – 300 А и напряжении (30 – 35) В. В качестве наплавляемого электрода использовали порошковую проволоку диаметром 1,6 мм следующего химического состава (вес. %): 1.3 C; 7.0 Cr; 8.5 Nb; 1.4 W; 0.9 Mn, 1.1 Si, остальное – Fe. Наплавка приводит к формированию высокопрочного поверхностного слоя толщиной около 5 мм.

Как и в [1-7], модифицирование наплавленного слоя для повышения его трибологических свойств осуществляли, облучая поверхность высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛО» [9] в режиме плавления и высокоскоростной кристаллизации. Электронно-пучковая обработка проводилась в два этапа: параметры пучка электронов на первом этапе – плотность энергии пучка электронов в импульсе E_S = 30 Дж/см^2; длительность импульсов τ = 200 мкс; количество импульсов N = 20; на втором этапе – E_S = 30 Дж/см^2; τ = 50 мкс; N = 1. Режимы облучения были выбраны исходя из результатов расчета температурного поля, формирующегося в поверхностном слое материала при облучении в одноимпульсном режиме. Трибологические испытания модифицированной поверхности осуществляли на трибометре «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments; контртело – шарик диаметром 2 мм из твердого сплава ВК6, скорость износа оценивали по площади поперечного сечения трека износа, используя 3D-профилометр MICRO MEASURE 3D station фирмы STIL. Структуру объема модифицированного слоя анализировали методом поперечного шлифа, для чего образцы разрезали на две части перпендикулярно поверхности модифицирования. Дефектную структуру материала изучали методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Элементный состав поверхностного слоя определяли методами микрорентгеноспектрального анализа (микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой к электронному сканирующему микроскопу SEM-515 «Philips»). Анализ фазового состава поверхностного слоя выполняли методами дифракции рентгеновских лучей (дифрактометр XRD-7000s, Shimadzu, Япония).

Облучение наплавленного слоя высокоинтенсивным импульсным электронным пучком приводит к формированию модифицированного поверхностного слоя толщиной до 20 мкм. Модифицированный слой отличается от основного объема наплавленного материала степенью дисперсности структуры, выявленной при ионном травлении поперечного шлифа. Если в объеме наплавленного слоя, не подвергавшемся облучению электронным пучком, размеры вытравленных элементов структуры достигают 1,5 мкм, то после ЭПО размеры элементов травления (очевидно, тугоплавкие соединения, обладающие сравнительно низким уровнем травления ионным пучком) изменяются в пределах от 150 до 750 нм.

Анализ ПЭМ изображений показывает, что включения второй фазы расположены преимущественно по границам зерен в виде протяженных прослоек, толщина которых (100-150) нм. Включения второй фазы, расположенные в стыках зерен, имеют форму растянутого тройного узла; размеры таких включений достигают 1 мкм.

Основным отличием модифицированного интенсивным импульсным электронным пучком поверхностного слоя от немодифицированного объема наплавки, являются морфология и размеры включений второй фазы. В модифицированном слое наплавки включения имеют меньшие размеры (по сравнению с объемом наплавки) и расположены преимущественно в виде сравнительно тонких прослоек по границам зерен. В объеме наплавки, не модифицированной электронно-пучковой обработкой, основным морфологическим типом включений являются частицы ограненной формы, расположенные хаотически в объеме зерна. На глубине 5 мм от поверхности модифицированного ЭПО слоя также присутствуют карбиды ниобия ограненной формы. Трибологические испытания выявили увеличение износостойкости наплавленного слоя, модифицированного интенсивным импульсным электронным пучком, более чем в 70 раз по отношению к износостойкости стали.

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры и трибологических свойств слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой порошковой проволоки системы Fe-C-Cr-Nb-W, модифицированного ЭПО. Показано, что электронно-пучковая обработка поверхности наплавки приводит к измельчению структуры и изменению морфологии карбидной фазы слоя, а также существенному снижению его коэффициента трения и повышению износостойкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 15-19-00065).

Список литературы

1.Капралов Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Райков С.В., Иванов Ю.Ф. Структура и свойства композиционных износостойких наплавок на сталь: монография. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 109 с.

2.Kapralov E.V., Raikov S.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Vaschuk E.S., Ivanov Yu.F. Structural phase states and properties of coatings welded onto steel surfaces using powder // Bulletin of the Russian academy of sciences. Physics. – 2014. – Vol. 78. – № 10. – P. 1015–1021.

3.Капралов Е.В., Райков С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Ващук Е.С., Иванов Ю.Ф. Структура, фазовый состав и свойства наплавки, сформированной на стали электродуговым методом // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11. – № 3. – С. 334–339.

4.Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Капралов Е.В., Райков С.В. Модифицирование электронно-пучковой обработкой наплавленного износостойкого покрытия // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11. – № 4. – С. 515–521.

5.Громов В.Е., Капралов Е.В., Райков С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А. Структура и свойства износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на сталь порошковыми проволоками // Успехи физики металлов. – 2014. – Т. 15. – С. 211–232.

6.Капралов Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Райков С.В., Глезер А.М., Иванов Ю.Ф. Структура и свойства износостойкой наплавки на сталь Хардокс 400 // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2015. – № 1. – С. 80–86.

7.Капралов Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Наноструктурные состояния и свойства наплавки, сформированной на стали порошковой проволокой // Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 4. – С. 39–45.

8.Малыш В.М., Сорока М.М. Электрическая сварка. – Киев: Техніка, 1986. – 111 с.

9.Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. – 2008. – №5. – С. 60-70.

****

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Юрьев А.А.[1] ,Громов В.Е.[2], Глезер А.М.[3], Иванов Ю.Ф.[4,5], Морозов К.В.[1]

[1] ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат». Новокузнецк

[2] ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». Новокузнецк

[3] Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина. Москва

[4] ФГБУН «Институт сильноточной электроники СО РАН». Томск

[5] ФГБОУ ВПО «Научно-исследовательский Томский политехнический университет». Томск

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Анализ поведения рельсов при длительной эксплуатации и причин их изъятия вызывает в последнее время повышенный интерес. Расширение информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения.

Целью настоящей работы является количественный анализ механизмов упрочнения головки рельсов по центральной оси в процессе длительной эксплуатации.

В качестве материала исследования использовали рельсы Р65 производства Кузнецкого металлургического комбината (ныне «Евраз-ЗСМК»). Образцы рельсов были вырезаны из изделий в исходном состоянии и после эксплуатации на Свердловской железной дороге. После пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто рельсы были изъяты по боковому износу.

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведен послойный анализ структуры фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали по центральной оси на расстояниях 0, 2, 10 мм от поверхности катания [1-4].

Анализ послойного исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры рельсов, сформированных после пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто, позволил выявить:

- существенное (в 1,5-2 раза) увеличение микротвердости поверхностного слоя толщиной до ≈10 мм;
- несплошности, проходящие под некоторым углом к поверхности катания на глубину до 500 мкм;
- формирование наноразмерной многофазной структуры в слое металла, прилегающем к поверхности катания;
- факты, указывающие на протекание в поверхностном слое толщиной не менее 2 мм при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих процессов преобразования карбидной фазы стали: (1) процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); (2) процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), переноса атомов углерода дислокациями в объем зерен феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита;
- факты, свидетельствующие о протекании в поверхностном слое (слое толщиной не менее 2 мм) процесса динамической рекристаллизации;
- увеличение в 1,3-1,5 раза скалярной и избыточной плотности дислокаций.

Упрочнение поверхности катания головки рельсов в процессе эксплуатации является многофакторным и обусловлено совокупным действием ряда физических механизмов, которые проанализированы ниже.

Эксплуатация рельсов сопровождается протеканием процесса динамического старения стали, что приводит к формированию в материале наноразмерных частиц карбида железа. Частицы карбида железа, размеры которых превышают 5 нм, теряют когерентную связь с кристаллической решеткой α-фазы [5]. Следовательно, присутствующие в рельсовой стали наноразмерные частиц карбидной фазы, размеры которых превышают 10 нм, являются некогерентными. Некогерентные частицы цементита являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала.

Таким образом, определив количественные характеристики структуры стали, можно в первом приближении осуществить анализ физических механизмов, ответственных за эволюцию твердости стали в процессе эксплуатации рельсов, а также выявить физические механизмы формирования градиента твердости рельсовой стали.

Результаты количественного анализа показывают, что параметры дефектной субструктуры металла существенным образом зависят от расстояния до рабочей поверхности рельсов. А именно, при увеличении расстояния от поверхности катания средние размеры фрагментов увеличиваются, величина скалярной и избыточной плотности дислокаций и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки α-фазы (упругая и пластическая составляющие) снижаются.

Анализируя полученные данные, можно выделить наиболее значимые физические механизмы, обеспечивающие высокие прочностные свойства рельсовой стали. В объеме стали, расположенном на глубине ≈10 мм, и в объеме, прилегающем к поверхности катания, основным механизмом упрочнения является субструктурный, обусловленный формированием субграниц. Отметим, что в объеме материала, прилегающего к поверхности катания, роль субструктурного упрочнения существенным образом усиливается. Предел текучести рельсов в области поверхности катания при пропущенном тоннаже 1000 млн. тонн брутто достигает максимальных значений на поверхности катания и быстро снижается при увеличении расстояния от поверхности катания вдоль осевой линии.

На основании выполненного послойного количественного анализа дефектной субструктуры и фазового состава головки рельсов по осевой линии после пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто проведены теоретические оценки предела текучести металла рельсов. Выявлен многофакторный характер упрочнения стали, что обусловлено, во-первых, субструктурным упрочнением, вызванным формированием субграниц фрагментов, границы которых стабилизированы частицами карбидной фазы; во-вторых, упрочнением частицами карбидной фазы, расположенными в объеме фрагментов и на элементах дислокационной субструктуры (дисперсионное упрочнение); в-третьих, упрочнением, обусловленным осаждением на дислокациях атомов углерода (формирование атмосфер Коттрелла); в-четвертых, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, вызванными несовместностью деформации кристаллических решеток структурных составляющих α-фазы и частиц карбидной фазы.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №15-12-00010).

Список литературы

1.Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2004. 384 с.

2.Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

3.Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. М.: Наука, 1983. 320 с.

4.Хирш П., Хови А., Николсон П. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.

5.Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.

****

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ГРАДИЕНТНЫХ И КОМПОЗИТНЫХ СТРУКТУР СТАЛЬНОЙ МАТРИЦЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ, НА РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН ВБЛИЗИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Губенко С.И.

Национальная металлургическая академия Украины, Украина, sigubenko@gmail.com

Исследовано влияние композитных и градиентных зон взаимодействия включений и стальной матрицы лазерного воздействия на образование и развитие микроразрушений при пластической деформации. Показано, что локальная микросварка в момент лазерного воздействия способствует повышению когезивной прочности этих границ, а развитие трещин от включений в стальную матрицу тормозится в пределах зон насыщения.

Целью работы было исследование влияния структуры зон контактного взаимодействия между включениями и стальной матрицей при ЛТО на развитие трещин при последующей деформации.

Образцы различных сталей с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установках ГОС-30М и КВАНТ-16 при энергии импульса 10…30 Дж. Скорость нагрева составляла 10^5 ^{0}С/с, время воздействия импульса – $(1{,}0…6{,}0)\cdot10^{-3}$ с, скорость охлаждения - 10^6 °С/с, плотность мощности излучения - $4\cdot10^4$ кВт/см^2. При исследовании образования трещин образцы сталей подвергали растяжению в вакууме при температурах 1000...1250 ° С на установках Инстрон-1195 и Имаш-5С.

Таблица 1. Значения нанотвердости зон насыщения матрицы вблизи включений ($H^{в}_{м}$) и вдали от них ($H_м$), а также коэффициента $K_в$ (в скобках) при энергии импульса 25 Дж и времени воздействия $3{,}6\cdot10^{-3}$ с

Включение	Состояние вкл./матр.*	Сталь, $H_м$, х10, МПа	$H^{в}_{м}$, х 10, МПа, в зонах		
			1	2	3
Al_2O_3, $MgO\cdot Al_2O_3$	опл /ж	R7, 620	1100 (1,77) 1085 (1,75)	- 942 (1,52)	- 744 (1,2)
SiO_2	т /ж т/т	R7, 620	1080 (1,74) 960 (1,55)	858 (1,38) -	- -
$MnO\cdot SiO_2$ $FeO\cdot SiO_2$	ж /ж	НБ-57, 748	1130 (1,51) 1260 (1,68)	1050 (1,40) - 950 (1,27) 810 (1,08)	
TiN, TiCN	т, опл/ж	08Т, 280	502 (1,79)	380 (1,36)	-
$FeO\text{-}TiO_2$	опл/т	08Т, 280	460 (1,64)	385 (1,38)	-
(Mn,Fe)S	ж /т ж/ж	08кп, 260	395 (1,52) 430 (1,65)	- 374 (1,44)	- 320 (1,23)

**Примечание: т – твердое; ж – жидкое; опл. – оплавление*

Главным фактором упрочнения прилегающих к включениям участков матрицы является ее микролегирование от внутренних источников, которыми выступают неметаллические включения. Создание каскада зон насыщения матрицы вблизи включений путем формирования локальных ликвационных зон – это формирование своеобразных слоистых композитов вблизи неметаллических включений. Следует отметить, что структура этих зон может быть однофазной (пересыщенные

твердые растворы), но часто в зонах наблюдаются дисперсные «сателлитные» частицы. Результаты изучения распределения нанотвердости матрицы непосредственно в участках, прилегающих к включениям, показали, что вблизи включений (одна зона, либо первая зона при наличии нескольких зон насыщения) нанотвердость значительно превышает среднее ее значение для матрицы вдали от включений (табл. 1). Величина нанотвердости матрицы зависит от типа стали, поскольку степень упрочнения стали в процессе лазерного облучения и закалки зависит от ее состава и структуры, определяющих механизм упрочнения. В первой (или единственной) зоне насыщения значения ($H_м^в$) в 1,45…1,8 раз выше (коэффициент $K_В$), чем в матрице вдали от включения. Во второй и третьей зонах значения нанотвердости ниже, чем в первой зоне, но превышают величины $H_м$ вдали от включений соответственно в 1,25…1,64 и 1,1…1,3 раза. Таким образом, наблюдается своеобразный каскад значений нанотвердости матрицы при удалении от включений.

Микронеоднородное упрочнение стальной матрицы при лазерном воздействии вблизи включений связано не только с действием тех же факторов, что и вдали от включений [1-3], но также с возникновением вблизи включений термических напряжений и повышенного количества дефектов кристаллического строения; локализацией высокоскоростных релаксационных процессов; но также с формированием градиентных и композитных зон различных типов (слоистых каскадного типа, пятнистых, дисперсных), что связано с насыщением и пересыщением прилегающих участков матрицы компонентами включений, и образованием новых микрочастиц. Указанные процессы свидетельствуют о локальной гетерогенизации микроструктуры матрицы стали вблизи включений при лазерном воздействии.

Исследовано влияние структуры зон насыщения стальной матрицы на развитие трещин вблизи включений при последующей деформации. В работах [1-3] было установлено, что предварительное лазерное воздействие способствует образованию хрупких трещин и расслоений вдоль границ включение-матрица, т.е. изменению типа микроразрушений вблизи включений, склонных к образованию полостей при обычном растяжении. При наличии после ЛТО зон насыщения стальной матрицы элементами включений, имеющих градиентную, композитную структуру, либо структуру смешанного типа, развитие трещин имеет свои особенности. Распространение трещин от включений замедляется в зонах пластической релаксации напряжений, а также благодаря измельчению зеренной структуры стальной матрицы вследствие развития скоростной лазерной рекристаллизации. Кроме того, в участках насыщения стальной матрицы градиентного (каскадного) типа происходило изменение направления развития трещин, связанное с переходом от одного слоя к другому, имеющих различный химический состав, а, значит, и различные прочностные и пластические свойства. Это способствовало изгибу и ступенчатому распространению трещин, а также торможению из развития.

В участках насыщения стальной матрицы пятнистого типа также наблюдали изгиб трещин и даже торможение их развития, что связано с различным химическим составом, а, значит, и различными прочностными и пластическими свойствами отдельных «пятен» насыщения. В участках насыщения стальной матрицы со структурой дисперсного композита наблюдали изгиб трещин и торможение их роста при встрече с дисперсными «сателлитными» частицами. Очевидно, в этих случаях проявляется влияние полей напряжений вблизи дисперсных «сателлитных» частиц, которые взаимодействуют с полем напряжений в русле растущей трещины. Наконец, в участках насыщения стальной матрицы, имеющих структуру комбинированного типа, также наблюдали изгиб трещин и торможение их развития. В этих случаях проявляется действие нескольких факторов, связанных с влиянием распределения напряжений и различием химического и фазового состава отдельных зон насыщения.

Таким образом, лазерное облучение способствует не только образованию хрупких трещин и расслоений вдоль границ включение-матрица, т.е. изменению типа микроразрушений вблизи включений, склонных к образованию полостей при обычном растяжении. Проявляется также влияние структуры градиентных, пятнистых и композитных зон насыщения стальной матрицы на распространение трещин от включений, связанное с их торможением в пределах этих участков. Зоны насыщения стальной матрицы градиентного, пятнистого, дисперсного и смешанного типов, как правило, служат препятствием для распространения трещин от включений в глубь стальной матрицы.

При лазерном упрочнении сталей, содержащих неметаллические включения, происходит совмещение лазерной термообработки с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников – неметаллических включений. В стальной матрице вблизи включений в

момент лазерного воздействия формируются локальные градиентные и композитные зоны, определяющие не только уровень лазерного упрочнения сталей, но также способствующие торможению развития трещин от включений в стальную матрицу при последующей пластической деформации.

Литература

1. Губенко С. И. Трансформация неметаллических включений в стали. Москва: Металлургия, 1991. – 225 с.
2. Губенко. С. И., В. В. Парусов, И. В Деревянченко. Неметаллические включения в стали. Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536с.
3. Губенко С.И., Ошкадеров С.П. Неметаллические включения в стали. Киев: Наукова думка, 2016. - 528с.

****

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ОБЪЕМЕ ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОТОМОГРАФИИ

Дамаскинская[1] Е.Е., Пантелеев И.А., Гафурова[3] Д.Р., Фролов Д.И., Гиляров В.Л., Корост[3] Д.В.

[1] *Россия, Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, kat.dama@mail.ioffe.ru*

[2] *Россия,* Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, pia@icmm.ru

[3] *Россия, Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, gilyazetdinova_91@mail.ru*

THE MODIFICATION OF THE DEFECT STRUCTURE IN THE SAMPLE BULK OF THE HETEROGENEOUS MATERIAL FROM THE DATA OF ACOUSTIC EMISSION AND X-RAY MICROTOMOGRAPHY

Damaskinskaya E., Panteleev I., Gafurova D., Frolov D., Hilarov V., Korost D.

Analysis of the data obtained in laboratory investigations of deformation of heterogeneous brittle material (rocks) by acoustic emission and *X*-ray microtomography is presented. It is shown that the type of the energy distribution function of acoustic emission signals (exponential or power-law) can be used as an indicator of the deformed material state and transition to a critical fracture stage. This is confirmed by *X*-ray microtomography.

Целью работы является экспериментальное выявление закономерностей эволюции дефектной структуры в объеме материала в процессе механического воздействия с помощью двух неразрушающих методов: акустической эмиссии (АЭ) и рентгеновской компьютерной микротомографии.

Квазистатические испытания цилиндрических (d=10 mm, h=20 mm) образцов гранита Westerly проводились в условиях одноосного сжатия на электромеханической испытательной машине Shimadzu AGX-Plus. Для непрерывного мониторинга акустической эмиссии в процессе деформирования была использована система Amsy-5 Vallen-Systeme. Широкополосные преобразователи акустической эмиссии AE105A с полосой 450-1150 kHz крепились к торцам образца. Образец гранита нагружался поэтапно. На каждом этапе образец плавно (со скоростью ≈5 N/s) нагружался до определенной нагрузки F и затем выдерживался при данном уровне нагрузки (F) до тех пор, пока активность сигналов АЭ не спадала до нуля. На следующем этапе нагрузку F увеличивали на $0.08F_{max}$ (F_{max} - разрушающая сила). Эксперимент был остановлен, когда на очередном этапе нагружения началось лавинообразное увеличение активности акустической эмиссии, которое указывает на приближающееся разрушение образца. В результате образец сохранил целостность.

После каждого этапа образец разгружали и выполняли томографическую съемку с помощью аппаратурного комплекса ScyScan 1172. Всего проведено 11 этапов нагружения и томографической съемки.

Томографическая съемка образца с пространственным разрешением 5 mkm, проведенная до начала механических испытаний, показала, что дефектов типа трещин в материале не обнаружено.

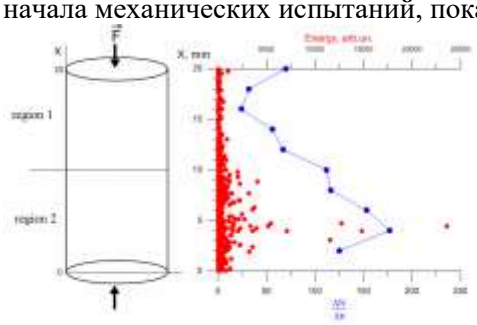


Рис.1. Данные акустической эмиссии, зарегистрированной на последнем этапе нагружения: распределение числа сигналов АЭ по высоте образца (синяя кривая) и энергии сигналов АЭ (красные точки).

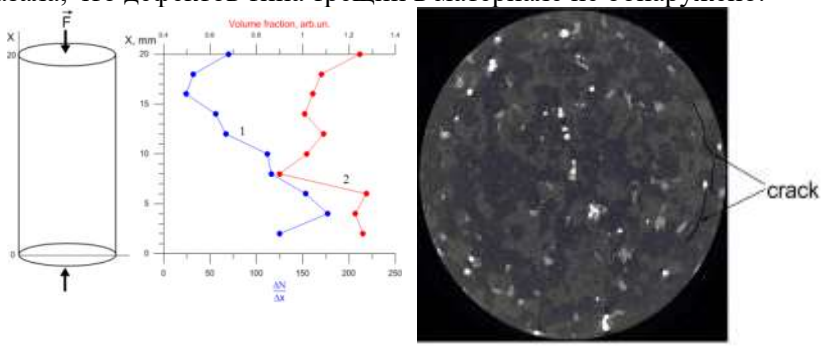


Рис.2. Распределения числа сигналов АЭ (a, кривая 1) и объемной доли дефектов (a, кривая 2) по высоте образца и томографический срез из нижней части образца (b).

С помощью программного пакета CTan был проведен анализ всего массива срезов (расстояние между срезами 5 mkm) и вычислена объемная доля дефектов (несплошностей) после каждого этапа нагружения. Установлено, что объемная доля дефектов растет по мере увеличения нагрузки. Это означает, что в материале появляются новые несплошности. После последнего этапа нагружения объемная доля дефектов существенно возросла.

Анализ акустоэмиссионных данных, полученных на последнем этапе нагружения, показал, что на распределении числа сигналов АЭ по координате (рис.1, кривая 1) явно выделяется область (region 2), в которой генерируется большее, по сравнению с оставшимся объемом образца, число сигналов АЭ. В этой же области генерируются сигналы с наиболее высокой энергией (рис.1, красные точки).

Проведен анализ распределений числа сигналов АЭ по энергии. Установлено, что энергетическое распределение сигналов, зарегистрированных в верхней части образца (region 1) можно с одинаковой вероятностью аппроксимировать как экспоненциальной, так и степенной функцией. Подобную картину мы наблюдали и в других экспериментах [1]. Согласно предположениям, высказанным в [1], это означает, что в данной области материал образца находится на неопасной стадии накопления дефектов.

Показано, что энергетическое распределение сигналов, зарегистрированных в нижней части образца (region 2) аппроксимируется степенной функцией. Такой вид функции указывает на то, что в данной области образца система дефектов перешла в состояние самоорганизованной критичности [2]. То есть в этой области материал образца находится на критической стадии разрушения, дальнейшее накопление дефектов приведет к потере целостности образца.

Для подтверждения выводов, полученных при анализе акустоэмиссионных данных, проведено сопоставление с данными рентгеновской томографии. Для этого вычислялась объемная доля дефектов в образце после последнего нагружения, но не для всего объема, а последовательно в отдельных слоях высотой 2 mm (Рис.2 a). Видно, что область, в которой объемная доля дефектов выше, чем во всем объеме, и область наибольшей концентрации источников АЭ совпадают. В этой же области на томографических срезах видны трещины (Рис.2 b). Отметим, что на предыдущих этапах нагружения в этой области трещин не обнаружено.

Таким образом, анализ функционального вида энергетических распределений АЭ-сигналов, зарегистрированных на предразрушающей стадии, позволил выделить область образца, в которой материал находится в критическом состоянии. Этот результат подтверждается данными рентгеновской томографии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты 16-05-00237_a, 17-05-00720_a).

Литература.

1.Damaskinskaya, E., V. Hilarov, and D. Frolov Revealing the spatial region of a future fracture nucleation in heterogeneous materials at the initial deformation stage. AIP Conference Proceedings 1783, 020033 (2016); doi: 10.1063/1.4966326

2.Bak, P., How Nature Works: The Science of Self-Organized Criticality (New York, Copernicus, 1996), 212 pp.

****

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Деревягина Л.С.[1], Гордиенко А.И.[1], Пищулова А.А.[2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, mirantil@sibmail.*com*

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, vip.pishulova@mail.ru

INFLUENCE OF HELICAL ROLLING TEMPERATURE CONDITIONS ON THE STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF PIPE STEEL

Derevyagina L.S., Gordienko A.I., Pishulova A.A.

The helical rolling of 10Mn2VNbAl steel leads to ferritic grain refinement from 12 μm (for the initial state) to 3-5μm (depending on the rolling temperature condition), the formation of fine-grained bainite regions, the reduction the pearlite overall proportion, and more homogeneous ferrite and pearlite phase sequence. Steel structure modification by helical rolling results in significant improvement of fracture toughness characteristics under conditions of the impact testing at low temperatures. The ductile-brittle transition temperature of steel after processing reduces to the temperature range below –55°C, which points to an increase in its cold resistance. The impact toughness KCV of the steel after rolling at 850°C (pattern III) remaines practically unchanged throughout the whole temperature range ($KCV^{+20°C}$=275 J/cm^2, $KCV^{-70°C}$=250 J/cm^2) as compared with the initial state ($KCV^{+20°C}$=250 J/cm^2 и $KCV^{-70°C}$=13 J/cm^2).

При реализации прокатного процесса низкоуглеродистых микролегированных сталей определяющую роль в формировании их структуры и свойств играют схемы и температурно-скоростные режимы прокатки. При деформировании заготовок в условиях продольной и поперечно-винтовой прокаток технологические особенности данных процессов обусловливают различия в траекториях смещений и уровне сдвиговых деформаций материала. В силу технических особенностей станов винтовой прокатки при обжатии в них заготовок под действием тангенциальных напряжений развиваются большие сдвиговые деформации. Это обеспечивает лучшую проработку металла и способствует формированию более дисперсной и однородной структуры, чем при продольной прокатке. Деформирование заготовок в разном интервале температур (в γ-области, вблизи точки A_{r3}, в верхней части (γ+α)-области) приводит к формированию структур, различающихся по фазовому составу, морфологии и размерам элементов структуры. Это позволяет получать оптимальные структуры стали, обеспечивающие требуемый уровень механических свойств.

Цель работы – исследование влияния режимов поперечно-винтовой прокатки на изменения структуры низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ и параметры вязкости разрушения при испытаниях ударным изгибом в интервале температур испытаний $T_{исп}$ = +20 ÷ -70°C.

Для исследуемой низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ стандартного состава температуры фазовых переходов при охлаждении составляют Ar_1=767°C, Ar_3=814°C. На основании этих данных выбраны режимы поперечно-винтовой прокатки (табл.1), которую проводили на трехвалковом министане РСП 14-40. Охлаждение во всех случаях осуществляли на воздухе.

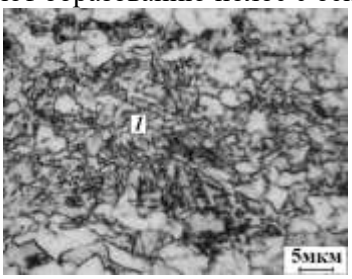
Таблица 1. Параметры режимов поперечно-винтовой прокатки стали 10Г2ФБЮ

Режимы обработки	Температура начала прокатки, °С	Завершение прокатки	Число проходов	Диаметр исходного прутка, мм	Диаметр конечного прутка, мм	Степень деформации
Режим I	1000	γ-область	6	39	17,8	1,56
Режим II	920	вблизи точки A_{r3}	6	40	17,4	1,66
Режим III	850	(γ+α)-область	6	38	17,2	1,58

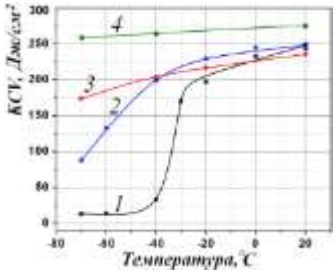
Исследования структуры проводили методами оптической (световой микроскоп марки Zeiss Axiovert 25), растровой микроскопии (растровый электронный микроскоп Philips SEM 515), системы с электронным и сфокусированным ионным пучками Quanta 200 3D с приставкой NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology для автоматического анализа дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Ударные испытания на изгиб стандартных образцов 10×10×55мм с V-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне $T_{исп}$ от +20°С до -70°С.

В состоянии поставки микроструктура стали 10Г2ФБЮ представляет собой вытянутые в направлении прокатки чередующиеся полосы из квазиполигональных зерен феррита и перлита.

Поперечно-винтовая прокатка приводит к преобразованию структуры стали, в результате чего: 1) распределение ферритных и перлитных областей становится более однородным; 2) средний размер ферритных зерен *d* уменьшается после обработки с 12мкм (для исходного состояния) до *d* ≈5.4мкм (режим I), *d* ≈5.1мкм (режим II), *d* ≈3мкм (режим III); 3) уменьшаются размеры субколоний перлита и их объемная доля, по сравнению с исходным состоянием. Отличительной особенностью структур стали после обработки является наличие областей с бейнитной структурой (рис.1, а, область 1), представленной мелкодисперсными пластинами бейнита, либо квазиравноосными зернами со средним размером *d*≈2.7мкм. По-видимому, формирование таких полос – особенность поперечно-винтовой прокатки, характеризующейся высокими сдвиговыми деформациями и значительными локальными усилиями в точках контакта валков с заготовкой. Локальные усилия, формирующие разные температурно-напряженные условия и неоднородную деформацию заготовки, по-видимому, способствуют образованию полос с бейнитной структурой.



а



б

Рис.1. Бейнитная область в стали 10Г2ФБЮ после обработки по режиму I (а), кривые ударной вязкости стали (б): 1 – состояние поставки, 2 – обработка по режиму I; 3 – режим II; 4 – режим III

После прокатки по режиму I границы зерен в структуре стали более извилистые, по сравнению с режимами II и III, что связано с развитием стадии динамической рекристаллизации, сопровождающейся миграцией большеугловых границ зерен. Цвет крупных зерен на EBSD-картах ориентировок зерен не однородный, что указывает на их фрагментацию. Для этого структурного состояние стали характерна разнозернистость ферритных зерен. Это связано с тем, что винтовая прокатка при температурах от 1000°С проходит в средней части γ-области, где протекают процессы рекристаллизации и полигонизации. На фоне деформации основной части зерен аустенита зарождаются новые зерна, что и приводит к существенной неоднородности превращенной зеренной структуры феррита. При деформации от 920°С вблизи области полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения в γ фазе отсутствует рекристаллизация, происходит наклеп аустенита, накопление плотности дефектов кристаллической структуры и упорядоченное их распределение, что при последующем охлаждении способствует образованию мелкозернистой и более однородной структуры ферритной фазы. При деформации от 850°С зерна измельчается еще в большей степени, ферритные зерна приобретают вытянутую в направлении прокатки форму.

По результатам ударных испытаний показано, что после поперечно-винтовых прокаток стали по трем режимам уровень ударной вязкости разрушения KCV в области низких температур испытаний существенно повышается (рис.1, б). Для образцов, обработанных по режимам II и III, в интервале температур от +20°С до -70°С отсутствует участок резкого падения величин ударной вязкости, типичный для исходного состояния и характеризующий вязко-хрупкий переход. Наилучшие показатели вязкости разрушения демонстрирует сталь после обработки по режиму III, так величины KCV в интервале $T_{исп}$ = +20 ÷ -20°С (рис.1,б, кривая 4) на 10% превышают аналогичные величины для остальных образцов, а в интервале ниже -20°С величины KCV стали снижаются незначительно ($KCV^{+20°C}$=275Дж/см^2 и $KCV^{-70°C}$=250Дж/см^2). Температура вязко-хрупкого перехода

для каждого из режимов обработки стали снижается с -32°С (для исходного состояния) в область температур ниже -55°С.

Выводы

1. Поперечно-винтовая прокатка стали 10Г2ФБЮ по всем выбранным режимам приводит к улучшению низкотемпературных характеристик вязкости стали в условиях ударного нагружения. Температура вязко-хрупкого перехода стали после обработки снижается в область более низких температур (ниже -55°С). Наилучшие показатели вязкости разрушения демонстрирует сталь после обработки по режиму III, при котором величины ударной вязкости KCV меняются незначительно ($KCV^{+20°C}$=275Дж/см^2, $KCV^{-70°C}$=250Дж/см^2).

2. Повышению вязкости разрушения способствует измельчение ферритных зерен стали с 12 мкм (для исходного состояния) до 3-5мкм (в зависимости от режима прокатки), формирование мелкодисперсных бейнитных областей, уменьшение общей доли перлитных зерен и более однородное чередование ферритных и перлитных областей.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ №16-48-700257р_а.

****

РАЗРУШЕНИЕ ЛИСТОВ AL-MG-SC СПЛАВА ПРИ КОМНАТНОЙ И ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Жемчужникова Д.А.

Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), e-mail: zhemchuzhnikova@bsu.edu.ru

FRACTURE BEHAVIOR OF AL-MG-SC-ZR SHEETS AT AMBIENT AND SUBZERO TEMPERATURES

Zhemchuzhnikova D.A.

Mechanical properties and fracture behavior were examined at temperatures ranging from -196°C to 20°C for an Al-Mg-Sc alloy in two different conditions – initial and after hot rolling. SEM fractographs of the tensioned specimens reveals that hot rolled material exhibits ductile fracture over the entire temperature interval while the initial material shows a brittle intergranular fracture at -196°C and a dimple-type ductile fracture at 20°C.

Деформируемые термически неупрочняемые Al-Mg сплавы являются наиболее применяемыми в технике низких температур ввиду удачного сочетания в них прочности, пластичности, свариваемости, коррозионной стойкости. Они широко применяются в судостроении и авиации, а также для изготовления стационарных и транспортируемых емкостей для хранения низкотемпературных жидкостей. Тем не менее, дополнительное увеличение прочностных характеристик сплавов является важной практической задачей, поскольку дает возможность не только снизить расходы на эксплуатацию, но и повысить экономичность получаемого изделия, снизить вес изготовляемой конструкции.

Одним из возможных способов увеличения прочности металлов и сплавов является получение субмикрокристаллической и нанокристаллической структуры методами интенсивной пластической деформации, такими как прокатка, равноканальное угловое прессование (РКУП), ковка, кручение под давлением и т.д. Другим способом повышения свойств Al-Mg сплавов может быть дополнительное легирование. Однако влияние получаемой в результате структуры, как мелкозернистой, так и содержащей возможные частицы вторых фаз, на разрушение и свойства сплава при низких температурах изучено недостаточно.

В качестве материала исследования был выбран алюминиевый сплав состава Al-6%Mg-0,39%Mn-0,2%Sc-0,08%Zr-0,06%Cr-0,06%Ti (в масс. %), полученный методом литья с последующей гомогенизацией при 360°С,12 ч. Это состояние сплава далее обозначено исходное. Часть заготовок сплава были прокатаны при 360°С до суммарной степени обжатия 75% (данное состояние будет обозначаться как ГП). Статические испытания на растяжение проводили в интервале температур деформации -196…20°С на образцах с размером рабочей части 3×7×35 мм. Исследование изломов образцов после испытаний проводили на растровом электронном микроскопе.

В исходном состоянии структура сплава состояла из равноосных зерен со средним размером 22 мкм. По границам зерен обнаружены крупные некогерентные Al_6Mn и $Al_3(Sc,Zr)$ частицы, средний размер которых равен ~ 40 нм и 25 нм, соответственно, а в теле зерен равномерно распределены когерентные $Al_3(Sc,Zr)$ дисперсоиды размером 10-15 нм. В горячекатаном состоянии структура сплава представлена вытянутыми вдоль направления деформации зернами со средним поперечным размером ~ 9 мкм, продольным ~ 60 мкм. Горячая прокатка не повлияла на фазовый состав материала.

По результатам механических испытаний установлено, что при комнатной температуре самым низким пределом прочности ~ 360 МПа обладал сплав в исходном состоянии. ГП увеличила предел текучести материала на ~ 30%, предел прочности на ~ 25% и практически не повлияла на удлинение до разрушения (~18-20%). Примечательной особенностью поведения исследуемого материал при комнатной температуре являлась нестабильность пластического течения или эффект Портевена- Ле Шателье,.что связано с наличием Mg в твердом растворе. Понижение температуры деформации до -196°С привело к росту прочности материала в обоих состояниях, однако значения удлинений до разрушения исходного сплава составило всего ~ 13-16%. Проведение ГП обеспечило увеличение предела прочности сплава при отрицательной температуре до 550 - 555 МПа, что на 20% выше этого же показателя исходного материала. Кроме этого, ГП привела к увеличению пластичности при низкой температуре до 30-34%, что в 2 раза выше пластичности литого сплава.

По итогам оценки поверхности разрушений образцов после испытаний показано, что при комнатной температуре разрушение исходного крупнозернистого материала происходило по вязкому механизму: поверхность излома состояла из крупных ямок одинакового размера, внутри которых находятся частицы вторых фаз. Вероятно, разрушение инициировано образованием и ростом множества микропор на границах «частица - матрица». Окончательный разрыв происходил по транскристаллитному механизму. С понижением температуры механизм разрушения исходного сплава изменился с вязкого транскристаллитного на хрупкий межкристаллитный. При -120°С, распространение трещин происходило вдоль исходных границ, в результате чего на изломе сплава хорошо различимы отдельные зерна. Однако при этой температуре на поверхности некоторых зерен еще присутствовали некоторые признаки вязкого разрушения. При -196°С межкристаллитный хрупкий механизм разрушения становится доминирующим.

Фрактографические исследования образцов сплава после ГП показали, что при комнатной температуре основным механизмом разрушения являлся вязкий транскристаллитный. На поверхности излома были видны мелкие округлой формы и крупные вытянутые ямки отрыва. Последние образовались путем слияния нескольких микропор вдоль границ сплава, однако доля этих ямок невелика. Аналогично исходному сплаву, на дне ямок присутствовали частицы вторых фаз. С понижением температуры основной механизм разрушения не изменился, однако, облегчилось образование трещин вдоль границ зерен. Доля этих трещин несколько возросла при -196°С, но не привела к преждевременному разрушению материала. Следовательно, горячая деформация способствовала сохранению вязкого механизма разрушения как основного во всем интервале температур деформации.

****

ИЗМЕНЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ CU НАНОТРУБОК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИОНИЗИРУЮЩЕГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Козловский А.Л., Здоровец М.В.

Казахстан, Астанинский филиал Института Ядерной физики МЭ РК

artem88sddt@mail.ru

STUDY OF THE STRUCTURAL PROPERTIES OF CU NANOTUBES MODIFIED WITH IONIZING RADIATION

Kozlovskiy A.L., Zdorovets M.V.

The effect of low-energy beams of heavy accelerated O^{+3} and C^{+3} ions with a fluence of 1×10^{9} to 5×10^{11} cm^{-2} on the structure and transport properties of composite materials based on copper nanotubes (NTs) and track-etched membranes (TeMs) are reported. Copper NTs with controlled diameters 380 ± 10 nm

have been synthesized using electrochemical deposition technique. Structural characterization of these NTs before and after irradiation was performed by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction techniques (XRD).

На сегодняшний день сведений о природе радиационных дефектов в наноструктурах не так много, как для массивных материалов. Исследование дефектов кристаллической структуры возникающих в процессе облучения может способствовать получению новых данных об их практическом применении. Возможность контроля и регулирования физико-химических свойств наноструктур вызывает к ним все больший интерес, ведь данное свойство способствует расширению области использования наноматериалов. Изучение контролируемого изменения кристаллической структуры, ее связи с физическими и проводящими свойствами материалов представляет как научный, так и практический интерес и является на сегодняшний день одной из важнейших задач современного радиационного материаловедения.

В связи с этим, настоящая работа посвящена изучению изменения структурных и проводящих свойств нанотрубок на основе меди под действием ускоренных ионов O^{3+} и C^{3+} с различным флюенсом. Выбор меди в качестве материала для получения нанотрубок обусловлен большим интересом к практическому применению наноструктур на основе меди в различных областях современной науки и техники.

Деформация кристаллической решетки, возникающая в результате неупругими столкновениями налетающих ионов с атомами решетки, вносит существенный вклад в изменение структурных и проводящих свойств нанотрубок. Вычисление среднего напряжения в кристаллической структуре проводилось с использованием следующей формулы:

$$S = \left| \frac{a_0 - a}{a_0} \right| \cdot \frac{Y}{2G},$$

Таблица 1 – Данные о деформации структуры

Флюенс, $м^{-2}$	O^{3+}		C^{3+}	
	ε, $*10^{-3}$	S, $*10^{12}$ дин/$м^2$	ε,$*10^{-3}$	S,$*10^{12}$ дин/$м^2$
0	0.55	10.41	0.55	10.41
1,0E+09	0.44	8.33	0.44	7.85
1,0E+10	0.30	5.68	0.24	4.71
5,0E+10	0.13	2.46	0.027	0.51
1,0E+11	0.19	3.59	0.35	6.81
5,0E+11	0.94	17.78	1.24	23.55

где $\varepsilon = \left| \frac{a_0 - a}{a_0} \right|$ коэффициент деформации структуры a_0 и a – эталонное и экспериментально полученное значения параметра элементарной ячейки, Y – модуль Юнга, G – коэффициент Пуассона для исследуемого металла. В таблице представлены данные о влиянии облучения на деформацию кристаллической структуры.

Как видно из представленных данных с увеличением дозы облучения наблюдается снижение деформации в структуре, что свидетельствует о релаксации внутренних напряжений, однако при больших дозах облучения наблюдается резкое увеличение деформации кристаллической структуры, связанное с появлением оксидных соединений в структуре, обусловленные термическими пиками в структуре. При этом изменение формы пиков, отклонение их от симметричной формы, а также изменение параметров межплоскостных расстояний d может быть обусловлено миграцией дефектов по кристаллической структуре.

Модификация кристаллической структуры ионами C^{3+} и O^{3+} приводит к изменению проводящих свойств, что обусловлено изменением кристаллической структуры за счет релаксации дефектов. Внедрение ионов кислорода в кристаллическую структуру приводит изменению электронных уровней, а также появлению дополнительных носителей заряда. Однако большое количество кислорода может привести к неконтролируемой аморфизации структуры и частичному разрушению структур. Имплантация ионов углерода носит двойственный характер: при малых дозах облучения наблюдается увеличение проводимости, которое обусловлено появлением дополнительных носителей заряда, а также увеличению тепловых колебаний решетки и, следовательно, изменению электронных уровней. Однако при дозах выше 1.0E+11 наблюдается снижение резкое снижение проводимости, что может быть обусловлено появлением в структуре твердого раствора замещения углерода атомов меди в кристаллической решетке, что приводит к появлению дополнительных дефектов и снижению проводимости.

Таким образом, на примере упорядоченных массивов Cu–НТ, синтезированных в матрице ПЭТФ ТМ, показана возможность проведения модификации кристаллической структуры с помощью ионов C^{3+} и O^{3+}, в результате которой наблюдается изменение параметров кристаллической решетки за счет тепловых колебаний. При этом при дозах 1,0E+10 и выше наблюдается накопление углерода и кислорода в структуре НТ, что приводит к появлению оксидных соединений и твердому раствору замещения атомов меди атомами С. Содержание карбидных соединений более 20% от состава НТ приводит к ухудшению транспортных характеристик последних.

****

ДИНАМИКА РАЗВИТИЯ ДЕФЕКТОВ НА НАНОУРОВНЕ ПРИ КАВИТАЦИОННОМ РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ В ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Есеев М.К.[1,2], Гошев А.А. [2], Капустин С.Н.[2], Фофанов В.И.[2]

[1]Россия, Архангельск, Федеральный исследовательский центр комплексного изучения Арктики имени академика Н.П. Лаверова РАН, m_eseev@mail.ru,

[2]Россия, Архангельск, Северный Арктический федеральный университет имени М.В. Ломоносова.

DYNAMICS OF DEFECTS IN NANOSCALE CAVITATION METALS IN HYDRODYNAMIC ENVIRONMENTS

M.K. Eseev[1,2], A.A. Goshev[2], S.N. Kapustin[2], V.I. Fofanov[2]

The methods and results of the investigation of cavitation failure of aluminum and magnesium alloys and the appearance of defects in the crystal structure at the micro- and nanoscale are presented.

Известно, что кавитационное воздействие является одной из основных причин разрушения элементов гребных винтов. Кавитационное воздействие - это случайный микроударный процесс на поверхности в результате схлопывания кавитационных пузырьков. В результате этого воздействия и происходит интенсивное разрушение поверхности [1]. Анализ динамики возникновения дефектов на наноуровне и в рамках атомарного разрешения вызывает значительный интерес. Именно эта стадия является наиболее менее изученной с точки зрения механизма кавитационного воздействия.

Объектом исследований в данной работе являлись образцы сплава алюминия и магния, подвергшиеся кавитационному воздействию, созданному ультразвуковым диспергатором. МЭФ 91.1 (рис. 1). Для того чтобы рассмотреть несколько стадий разрушения фиксировалось время воздействия от 10 минут до 6 часов.

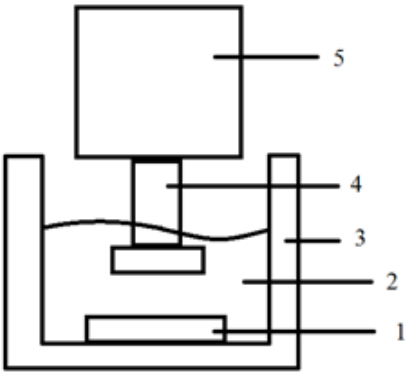


Рис. 1. Схема установки. 1 – образец, 2 – жидкость (вода), 3 – кювета, 4 – жало диспергатора, 5 – диспергатор.

Одним из способов исследования дефектов в материалах является позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС) [2]. Этот способ исследования выбран в силу высокой чувствительности к дефектам на атомарном уровне. Известно, что ПАС реализуется в трех методах исследования и способен разрешить возникновение 1 дефекта вакансионного или дислокационного типа на 10 млн. бездефектных узлов кристаллической решетки [3]. Методы ПАС основаны на том, что влетая в вещество, позитрон аннигилирует не сразу, а после замедления с образованием атома позитрония. Далее следует аннигиляция входящих в его состав электрона и позитрона с испусканием в основном двух гамма-квантов с энергией 0,511 МэВ, которые фиксируются детекторами. Время жизни позитрона в веществе, энергия и угол разлета гамма-квантов с учетом доплеровского эффекта и позволяет получить необходимую информацию о структуре. Нас интересовали изменения в результате действия кавитации в течение различного времени на поверхности образцов. Для этого была использована электронная микроскопия. Результаты представлены на рис. 2. На поверхности образцов не подвергавшихся (рис. 2a) видна зерновая и субзерновая структура. При малом времени кавитационного воздействия (10 и 30 минут на рис. 2b и рис. 2c соответственно) морфологические изменения незначительны, идет разрушение оксидной пленки, межзерновых границ. При увеличении времени воздействия (90, 180 и 360 минут на рис. 2d,e,f соответственно) происходят значительные изменения, свидетельствующие о вязком и смешанном механизме разрушений. Образующиеся микрократеры и каверны характерны для чашечного излома, происходит образование и укрупнение микропустот.

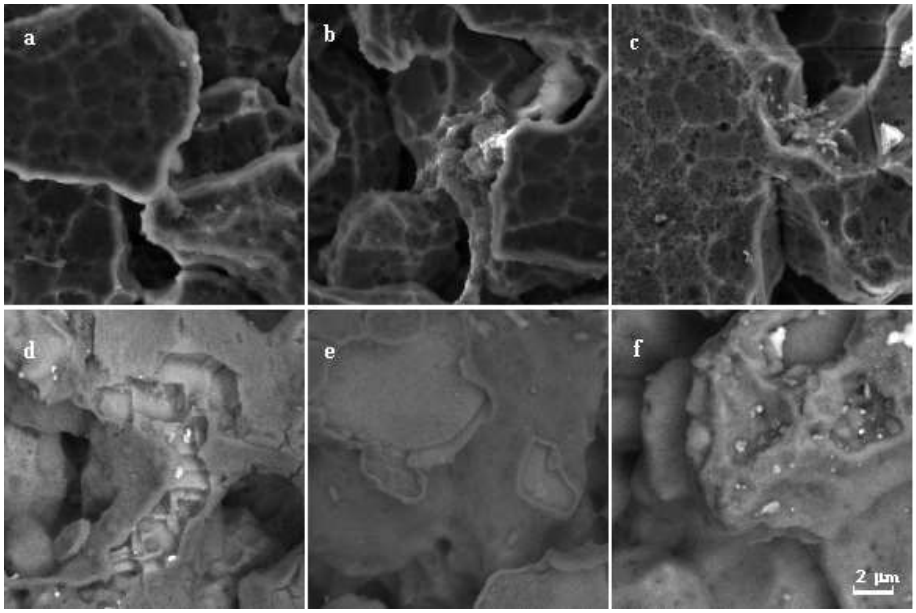


Рис. 2. Поверхности образцов на увеличении 10000x. a) – образец, не подвергавшийся кавитационному воздействию (Ref, 0 минут), образцы, подвергшейся кавитационному воздействию в течение: b) –10 минут, c) – 30 минут, d) – 90 минут, e) – 180 минут, f) – 360 минут

Для количественной характеристики морфологических изменений поверхности была использована атомно-силовая микроскопия с расчетом параметров шероховатости с сопоставлением с результатами электронной микроскопии, аналогично подходу [4]. Данные по шероховатости приведены в таблице 1. Шероховатость и рельефность поверхности под действием кавитации в среднем увеличивается за счет образования новых микрополостей и каверн.

Таблица 1. Параметры шероховатости в зависимости от времени кавитационного разрушения

Время воздействия, мин		0	0	0	80	60
Средняя арифметическая шероховатость, мкм	,295	,43	,678	,84	,924	,005
Средняя квадратичная шероховатость, мкм	,395	,643	,87	,005	,056	,167

Т.к. в разрушение на уровне кристаллической структуры связано с возникновением дефектов вакансионного и дислокационного типа были проведены первые исследования с помощью метода доплеровского уширения аннигиляционных линий ПАС. Измерения были проведены с помощью радиоактивного источника позитронов ^{22}Na. Определялся S-параметр, определяющий наличие дефектов, прежде всего, вакансионного типа. Предварительно были получены значения параметра только для малых времен кавитационного воздействия, они показывают незначительное возрастание количества вакансий и бивакансий при увеличении времени воздействия. Для детального исследования динамики развития дефектов планируется использование позитронного монохроматичного пучка с возможностью изменения энергии установки LEPTA [3], позволяющее осуществить послойное сканирование в приповерхностных слоях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект № 17-42-290138 р_а).

Литература:

1. Буравова С.Н. Повреждаемость поверхности при кавитационной эрозии // ЖТФ. 1998. Т. 68, № 9. С. 110-114.

2. Графутин В.И., Прокопьев Е.П. Применение позитронной аннигиляционной спектроскопии для изучения строения вещества // УФН. 2002. Т. 172. С. 67–83.

3. Ahmanova E.V., Eseev M.K., Kobets A.G., Meshkov I.N., Orlov O.S., Sidorin A.A., Siemek K., Horodek P. Positron annihilation spectroscopy on a beam of positrons the LEPTA facility // EPJ Web Conf. 2017. V. 132. P. 03014(2).

4. Horodek P., Eseev M.K., Kobets A.G. Studies of stainless steel exposed to sandblasting // Nukleonika. 2015. V. 60. P. 721-724.

****

ВЛИЯНИЕ ВОДЫ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭПОКСИДНЫХ ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОЛИСУЛЬФОНОМ

Корохин Р.А., Солодилов В.И., Шапагин А.В.*, Горбаткина Ю.А.

Российская Федерация, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва

korohinra@gmail.com

** Российская Федерация, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физической химии и электрохимии имени А. Н. Фрумкина РАН, Москва*

INFLUENCE OF WATER ON PHYSICO-MECHANICAL CHARACTERISTICS OF EPOXY POLYMERS MODIFIED WITH POLYSULFONE

Korokhin R.A., Solodilov V.I., Shapagin A.V., Gorbatkina Yu.A.

The pepper was studied the influence of water absorption of epoxy polymers modified with 0-20% polysulfone and carbon fiber reinforced plastics based on them, as well as their physico-mechanical properties when exposed in water to 100 days.

В последнее время для модифицирования эпоксидных матриц полимерных композитов применяют теплостойкие термопластичные полимеры. В процессе эксплуатации такие материалы

подвергаются влиянию различных факторов, один из которых – воздействие жидких сред. Цель данной работы – исследование влияния водной среды на свойства эпоксидных полимеров, модифицированных полисульфоном.

В работе использовали образцы отвержденного эпоксидного олигомера ЭД-20, модифицированного полисульфоном ПСК-1. Отвердителем служил триэтаноламинотитанат (ТЭАТ) (10% от массы эпоксидной смолы). Углепластики получали методом намотки. Режим отверждения связующих и композитов – 8 ч при 160 ^{0}С.

Полученные образцы выдерживали в воде до 100 суток. Далее для полимеров измеряли прочность и модуль упругости при растяжении и трещиностойкость; для углепластиков – удельную вязкость разрушения.

На рис. 1 представлено водопоглощение (W) модифицированных полиэпоксидов.

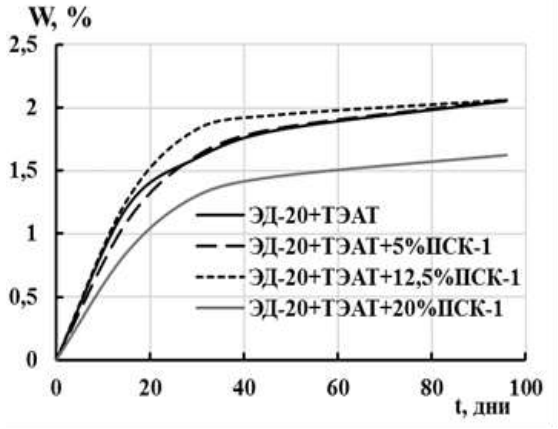


Рис. 1. Диаграммы водопоглощения эпоксидных полимеров.

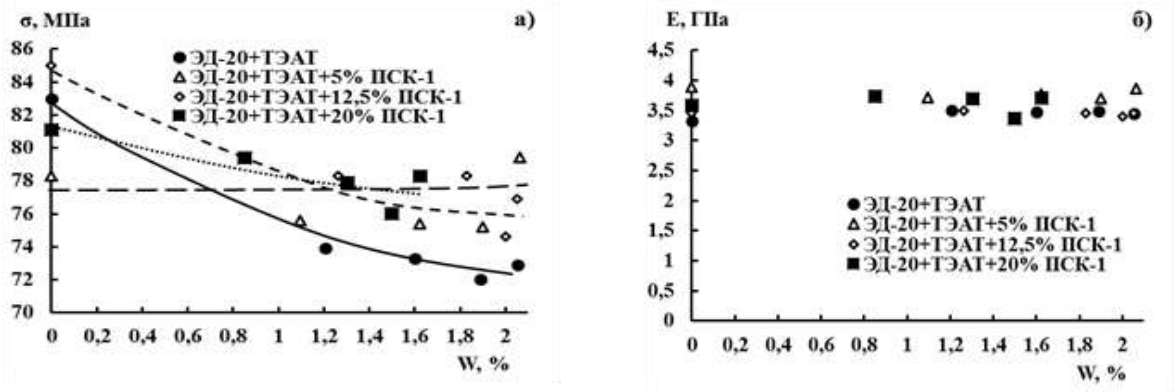


Рис. 2. Зависимость прочности (а) и модуля упругости (б) эпоксидных полимеров при растяжении от водопоглощения.

Видно, что образцы, содержащие 20% полисульфона, сорбируют примерно на 20% меньше воды, чем образцы, содержащие до 12,5% ПСК-1. Разница в водопоглощении может быть связана с фазовым составом полимеров: в образцах, содержащих 20% ПСК-1, в связи с инверсией фаз, диффузия и сорбция влаги происходят гораздо медленнее, чем в матрицах, содержащих меньшее количество термопласта.

Зависимости физико-механических характеристик полиэпоксидов после хранения в воде представлены на рис. 2.

Видно, что у “чистых” эпоксидных матриц прочность при растяжении падает за время хранения примерно на 15%. С увеличением содержания полисульфона скорость падения уменьшается. При этом модуль упругости практически не меняется. Подобное поведение можно объяснить пластифицирующим эффектом, которое оказывает вода при насыщении полимера.

Время выдержки существенно влияет на трещиностойкость полимеров ($G_{ПМ}$) и углепластиков ($G_{КМ}$) (рис. 3).

Не только значения $G_{ПМ}$ но и характер кривых $G_{ПМ}$ – t зависят от количества введенного термопласта. Трещиностойкость исходных матриц и матриц, модифицированных 5-12,5% ПСК-1 при хранении в воде монотонно возрастает: при концентрациях C≤5% значения $G_{ПМ}$ увеличиваются в 2 раза, при C≤12,5% $G_{ПМ}$ увеличивается всего на 50%. У образцов, содержащих 20% термопласта, роста $G_{ПМ}$ не происходит. Вероятно, наблюдаемое поведение связано с пластификацией ЭД-20 водой и с эволюцией фазовой структуры полимеров при увеличении количества модификатора. Отсутствие поглощения при C=20% свидетельствует в пользу того, что при этих концентрациях наступает инверсия фаз и гидрофобный ПСК-1 препятствует сорбции воды.

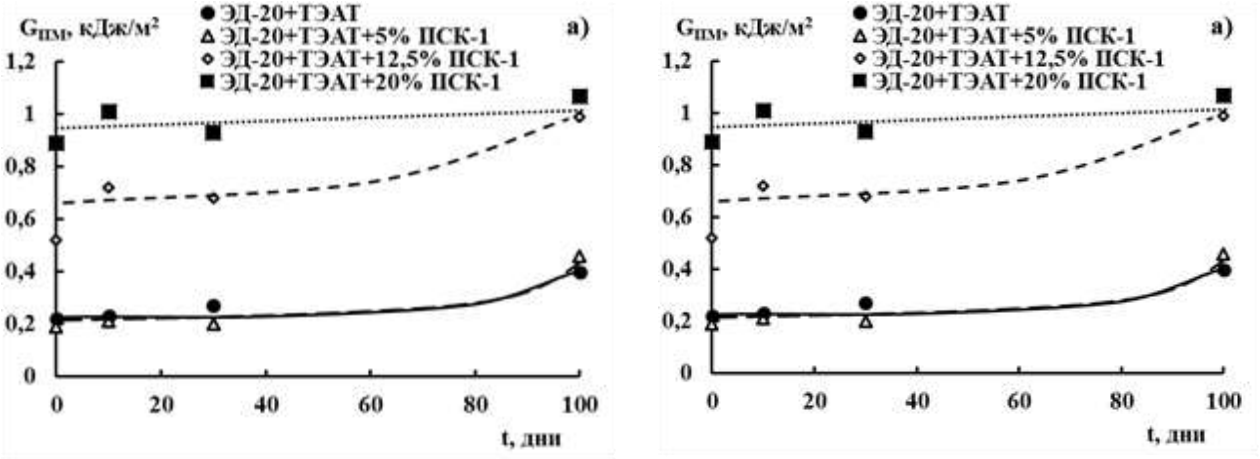


Рис. 3 Зависимость трещиностойкости модифицированных эпоксидных полимеров (а) и трещиностойкости углепластиков (б) от времени выдержки в воде.

В углепластиках изменение трещиностойкости происходит лишь при содержании термопласта в количестве 0-5%, при дальнейшем добавлении ПСК-1 роста $G_{КМ}$ не происходит. Кроме того, была изучена корреляция между трещиностойкостью полимеров и трещиностойкостью углепластиков на их основе. Была установлена четкая зависимость между $G_{ПМ}$ и $G_{КМ}$ при увеличении содержания термопласта в эпоксидной матрице. Вода не оказывает влияния на характер этой зависимости $G_{КМ}$ от $G_{ПМ}$. При выдерживании в воде происходит лишь смещение кривых $G_{КМ}$ – $G_{ПМ}$ в сторону более высоких значений по оси абсцисс.

Таким образом, при добавлении в эпоксидную смолу значительного количества (20%) полисульфона наблюдается уменьшение водопоглощения и, как следствие, материал после воздействия водной среды сохраняет физико-механические характеристики на более высоком уровне, чем эпоксиды, содержащие небольшое количество термопласта.

****

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЛИСТОВОЙ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ

Костина В.С.

РФ, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
vskostina@yandex.ru

INFLUENCE OF LASER WELDING ON MECHANICAL PROPERTIES OF AUSTENITE NITROGEN CONTENT SHEET STEEL

Kostina V.S.

The influence of laser welding on the properties of welded joints of thin-sheet austenitic austenitic steel, hot-rolled and cast, obtained by the laser welding method, without a welding additive, by an ytterbium fiber laser (developed by IPG IRE-Polus) has been studied. During the study, pores and cracks in welded joints were not found. The mechanical properties of welded joints are ~ 35% lower than those of the base

metal of hot-rolled and cast steel (samples of type IV, № 7 in accordance with GOST 1497). This is due to the shape of the testing samples for mechanical testing of welded joints (thin flat specimens) can be reason of such properties. It confirmed fractal studies on the initiation of cracks at the corners and sharp edges of the samples.

При сварке высоколегированных коррозионностойких сталей под действием термического цикла сварки металл шва и зоны термического влияния претерпевает фазовые и структурные превращения, свидетельствующие о достижении соответствующими участками этой зоны максимальных температур нагрева в процессе сварки и указывающие на длительность их пребывания при данных температурах [1]. В связи с этим необходимо ограничивать время пребывания металла при этих температурах. Этого можно добиться применением высококонцентрированного источника энергии - лазерного пучка [2]. Его удельная плотность мощности значительно превосходит источники энергии, используемые при традиционных способах дуговой сварки плавлением.

Исследовали полученные лазерной сваркой сварные соединения (СС) металла аустенитной стали 05Х(21-22)АГ15Н8М(1-2)Ф с содержанием азота 0,5% (масс.) (табл.1). Для сварки использовали карточки и полосы толщиной 1-3 мм из листового горячекатаного металла (ГП) и литой стали (Л) в состоянии после гомогенизирующей термообработки.

Таблица 1 - Химический состав сталей, % масс (Fe – и примеси – остальное).

Вид образцов	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P	N
								Не более		
Горячекатаный металл	0,03-0,08	0,2-0,4	14,5-15,5	22-23	7,5-8,5	1,8-2,2	0,1-0,3	0,008	0,01	0,4-0,5
Литая сталь	0,02-0,08	0,2-0,4	15-16	21-22	7-8	1-2	≥0,2	0,008	0,01	0,4-0,5

Лазерную сварку проводили на оборудовании и по режимам НТО «ИРЭ-Полюс». Разрезанные листы проплавляли встык с зазором < 25 мкм иттербиевым волоконным лазером (разработка IPG IRE-Polus), без использования сварочных присадок и без разделки кромок. Режимы сварки: мощность P = 1 … 6, кВт; скорость сварки $V_{св}$= 1…7 м/мин, заглубление фокуса от поверхности +3 … -3 мм. Испытания на растяжение плоских образцов СС (рис.1) проводили при 20ºС, определяя механические свойства в соответствии с ГОСТ 1497-84 на установке Instron 3382. Скорость испытания составляла 1 мм/мин. Получившиеся значения сравнивали со значениями не сварного металла литой и горячекатаной стали плоских и цилиндрических образцов типа IV, с d_0= 5 мм, l_0= 25 мм.

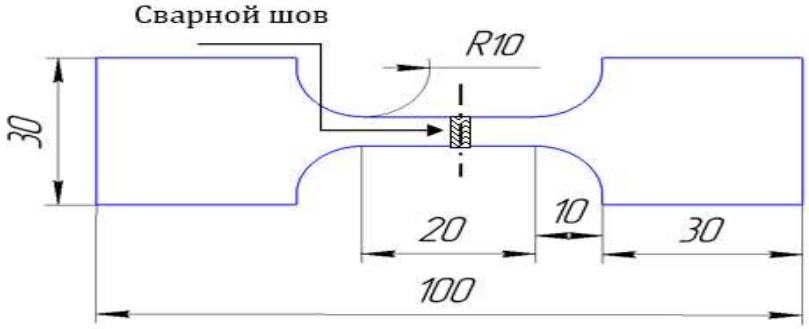


Рис.1 – Чертеж разрывного образца СС.

Характеристики прочности СС проката аустенитной стали имеют высокий предел прочности 889-951 МПа, близкий к пределу прочности горячекатаной закаленной стали (ГП-ОМ, 959 МПа) и предел текучести, характерный для литой стали данной марки (346-414 МПа) [3, 4]. Разрушение происходило в различных зонах (сварной шов, линия сплавления, зона термического влияния) менее прочного, чем основной металл, сварного соединения, а не по основному металлу.

СС литейного варианта аустенитной стали имеют более низкий предел прочности - 627-687 МПа и более низкий предел текучести 250-331 МПа. У литых не сварных плоских образцов предел прочности находится в диапазоне 645-654 Мпа, предел текучести 308-356 Мпа, причем, у образцов с

обработанной кромкой после электроэрозионной резки предел текучести ниже, чем у образца с острой кромкой – 308, 330 МПа по сравнению с 354, 356 МПа соответственно. Следовательно, такой разброс значений прочности и пластичности некоторых образцов связан с плоской формой рабочей части.

Исследование изломов сварных образцов горячекатанной стали с помощью сканирующей электронной микроскопии показало, что разрушение сварных соединений проката имеет смешанный характер: хрупкое – вязкое – межзеренное. Оно началось от острой кромки и распространилось вглубь, с образованием вязкой зоны долома в центре образца. В результате произошло отделение основного металла от сварного шва. По топографии излома можно наблюдать внутрезеренные и межзеренные разрушения в отдельных местах. Поры и трещины во всех сварных соединениях проката отсутствуют.

Разрушение сварных соединений литого металла происходит по основному металлу вследствие пластической деформации зерен и, также, как в случае с ГП, начинается с острых кромок угла образца. Изломы имеют вязкий, ямочный характер.

Выводы:

1.Механические свойства сварных соединений (горячекатаного закаленного и литого закаленного) на 40 и 33% ниже, чем свойства основного металла горячекатаной и литой стали 05Х(21-22)АГ15Н8М(1-2)Ф (образцы типа IV, №7, по ГОСТ 1497). Это связано с формой образцов для механических испытаний СС (тонкие плоские образцы), что подтверждено данными фрактографических исследований о зарождении трещин на углах и острых кромках образцов.

2.Разрушение СС горячекатаного металла происходило в различных зонах сварного шва, менее прочного, чем основной металл, а не по основному металлу.

3.Разрушение СС литых сварных образцов осуществлялось преимущественно по более крупнозернистому основному металлу, а не по сварному шву.

Литература:

1.Табатчикова Т.И., Носов А.Д., Гончаров С.Н., Гуднев Н.З., Дельгадо Рейна С.Ю., Яковлева И.Л. Структура и вязкость зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали // Физика металлов и металловедение. – 2014, том 115. - № 12. - С. 1309-1317.

2.Игнатов А.Г., Криворотов В.И., Миргородский В.А. Лазерные сварные соединения из коррозионно-стойких сталей // Фотоника. – 2010. - №2. – С. 18-21.

3.Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М., Мурадян С.О., Хадыев М.С. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 3. Структура и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // М.: Заготовительные производства в машиностроении. - 2011. - № 9. - С. 39-45.

4. Костина М.В., Мурадян С.О., Хадыев М.С., Корнеев А.А. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // М.: Металлы. - 2011. - №5. - С. 33-48.

****

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МНОГОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Кремнев Л.С.[1], Матюнин В.М.[2], Марченков А.Ю.[2], Виноградова Л.А.[3]

[1]Россия, МГТУ «СТАНКИН»

[2]Россия, НИУ «МЭИ», e-mail: MatiuninVM@mpei.ru

[3]Россия, РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина

VARIATION OF THE STEEL DESTRUCTION MECHANISM UNDER THE CYCLIC LOADING

Kremnev L.S., Matyunin V.M., Marchenkov A.Yu., Vinogradova L.A.

The hypothesis of changing dislocation fracture mechanism to vacancy one under the cyclic stresses less than yield tensile strength has been experimentally confirmed by determining steel density. It is demonstrated that the density values can be used to determine and forecast the residual life period.

В работах [1,2] для оценки скорости роста усталостной трещины предложен параметр ∇_{1cs}: число межатомных связей в вершине трещины, разрушенных за один цикл переменного напряжения σ. Установлено, что при $\sigma > \sigma_{0,2}$ $\nabla_{1cs} > 1$ и достигает сотен разрушенных связей за цикл; при $\sigma = \sigma_{0,2}$ $\nabla_{1cs} = 1$; при $\sigma < \sigma_{0,2}$ $\nabla_{1cs} < 1$. Так как одинарная межатомная связь не может разрушаться по частям, но только целиком, то, следовательно, в последнем случае она разрушается не за один, а за несколько (множество) циклов. Таким образом, при этом изменяется механизм разрушения с дислокационного на вакансионный.

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы экспериментально подтвердить или опровергнуть принятую гипотезу. В случае уменьшения плотности по сравнению с исходной следует признать правомерность гипотезы, в обратном случае ее следует отклонить.

Для экспериментальной проверки изложенных выше положений были проведены циклические испытания плоских «корсетных» образцов толщиной 3 мм, изготовленных из сталей двух марок: 09Г2С и 20Х13НЛ. Испытания проводили на испытательной машине Instron 8801 при отнулевом цикле растяжения (коэффициент асимметрии цикла $R = 0$) и частоте нагружения 20 Гц. Часть образцов испытывали при максимальном напряжении цикла σ_{max} ниже предела текучести, другая часть – выше предела текучести. Перед циклическими испытаниями были проведены испытания на растяжение и определены физический предел текучести $\sigma_т = 360$ МПа для стали 09Г2С, и условный предел текучести $\sigma_{0.2} = 255$ МПа для стали 20Х13НЛ. После разрушения образцов при циклических испытаниях из них вырезали прямоугольные пластинки 30мм×5мм, прилегающие к месту разрушения, на которых определяли плотность и твердость. Плотность определяли методом вытеснения жидкости (дистиллированная вода). Погрешность определения плотности составляла ± 1%. Твердость определяли как среднее значение по результатам пяти испытаний на приборе Instron Tukon 2500 под нагрузкой 1 кгс. Погрешность определения твердости составляла ± 2.5%. В таблице представлены результаты выполненных экспериментов.

Таблица – Результаты циклических испытаний образцов на усталость с определением плотности и твердости металла в месте разрушения

Материал	Максимальное напряжение цикла σ_{max}, МПа	Число циклов до разрушения $N \cdot 10^3$	Плотность ρ, г/см^3	Твердость *HV1*, кгс/мм^2
09Г2С	330 ($\sigma_{max} < \sigma_т$)	911	6,90	165
	420 ($\sigma_{max} > \sigma_т$)	60	7,40	213
	Металл в исходном состоянии		7,18	170
20Х13НЛ	180 ($\sigma_{max} < \sigma_{0.2}$)	98	5,70	188
	300 ($\sigma_{max} > \sigma_{0.2}$)	17	7,60	210
	Металл в исходном состоянии		7,27	190

Как следует из таблицы, плотность металла после циклических испытаний существенно изменяется по сравнению с исходным состоянием для обеих испытанных сталей. Плотность стали 09Г2С после испытания с $\sigma_{max} < \sigma_т$ уменьшается на 3,9%, а при испытаниях с $\sigma_{max} > \sigma_т$ – увеличилась на 3%. Для литой стали 20Х13НЛ плотность после испытания с $\sigma_{max} < \sigma_{0.2}$ уменьшилась на 21.6% по сравнению с исходной, а при испытаниях с $\sigma_{max} > \sigma_{0.2}$ – увеличилась на 4.5%. Следует отметить, что для литой стали 20Х13НЛ наблюдаются бóльшие различия значений плотности, чем для деформируемой стали 09Г2С, что, по-видимому, является следствием наличия дефектов в виде несплошностей и пор в литой структуре. Вместе с тем, увеличение плотности и литой, и деформируемой сталей после циклических испытаний при максимальном напряжении цикла выше предела текучести достаточно близко и составляет 3 и 4.5% соответственно.

Если сравнивать значения твердости *HV1* до и после циклических испытаний, то можно увидеть, что для стали 09Г2С увеличение твердости при $\sigma_{max} > \sigma_т$ составило 25.3%, а для стали 20Х13НЛ при $\sigma_{max} > \sigma_{0.2}$ – 10.5%. В этом случае увеличение твердости обеих сталей можно объяснить наклепом металла и способностью их к деформационному упрочнению. Уменьшение твердости после циклических испытаний при σ_{max} ниже предела текучести для обеих сталей оказалось незначительным (на 1…3%) и лежит в пределах ошибки эксперимента.

Выводы:

1.Экспериментально подтверждена гипотеза о реализации вакансионного механизма разрушения стали под действием циклического напряжения ниже её предела текучести.

2. При проведении оперативной диагностики металла деталей и конструкций для оценки его остаточного ресурса работоспособности целесообразно использовать в качестве диагностического параметра плотность металла.

Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ № 15-08-06761).

Литература

1.Kremnev L.S. Cyclic strength and Nonlinear Material Fracture Mechanics / Режим доступа: https://www.researchgate.net/publication/237145763_Fundamental_Fracture_Mechanics_Equation_of_Material, 2013.

2.Кремнев Л.С. Природа разрыва диаграммы усталостного разрушения материалов // Сборник трудов VI Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – М.: ИМЕТ РАН, 2015. С. 155-156.

****

ОЦЕНКА ВЕЛИЧИНЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

Мишакин В.В.[1], Гончар А.В. [1], Серебряный В.Н. [2]

[1]Россия, ИПМ РАН, imndt31@mts-nn.ru

[2]Россия, ИМЕТ РАН, vns@imet.ac.ru

ESTIMATION OF THE VALUE OF FATIGUE FAILURE OF A LOW-CARBON STEEL BY AN ULTRASONIC METHOD

Mishakin Vasiliy Vasilevich, Gonchar Aleksandr Viktorovich, Serebryany Vladimir Ninelovich

The report presents the results of a study of the effect of fatigue failure on the velocities of elastic waves in hot-rolled steel 15. Polar figures obtained from the ultrasound data are presented. A model is presented that relates the degree of sharpness and scattering of the basic orientations with the energy density of plastic deformation of the grains subject to intensive destruction. The percentage of grains was determined by the optical method with the aid of a portable metallo-physic complex. The results of the simulation are in good agreement with the results of the experimental studies.

Усталостное разрушение сопровождается сложными структурными изменениями, включающими изменение дислокационной структуры, кристаллографической текстуры, накоплением микроповреждений.

Изменение структурного состояния отражаются на акустических характеристиках материала: скорости упругих волн, затухании, коэффициенте Пуассона [1-4]. Необходимо, также учитывать, что

локализация микроочагов повышенной деформации происходит в так называемых “слабых” зонах и сопровождается активным процессом накопления микродефектов в этих зонах [5]. Ротационные моды микропластической деформации, как на уровне зерна (поворот зерна, как целого), так и на внутризеренном уровне (процесс фрагментации зерна на более поздних стадиях разрушения) влияют на интенсивность накопления микронапряжений и их релаксацию, влияют на характеристики кристаллографической текстуры.

Прецизионное измерение акустических характеристик, например, времени и скорости распространения ультразвуковых объемных продольных и поперечных упругих волн, позволяет рассчитать некоторые коэффициенты функции распределения ориентировок (ФРО) и произвести построение полюсных фигур [6-8].

В докладе приводятся результаты исследования влияния усталостного разрушения на скорости упругих волн в горячекатаной стали 15ЮТА. Представлены полюсные фигуры, полученные по данным ультразвуковых исследований. Приведена модель, связывающая степень остроты и рассеяние основных ориентировок с плотностью энергии, затраченной на пластическое деформирование зерен, подверженных разрушению. Процентное содержание этих зерен определялась оптическим методом с помощью переносного металлографического комплекса. Полученные результаты моделирования хорошо согласуются с результатами экспериментальных исследований.

Литература

1. Гончар А.В., Руденко А.Л., Мишакин В.В. Использование акустического и оптического методов неразрушающего контроля для исследования усталостного разрушения сталей до образования макротрещины // Деформация и разрушение материалов, 2012, №7, С. 37-42.

2. Мишакин В.В., Клюшников В.А., Гончар А.В. Связь энергии деформации с коэффициентом Пуассона при циклическом нагружении аустенитной стали // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. № 5. С. 32-36.

3. Гончар А.В., Бизяева О.Н., Клюшников В.А., Мишакин В.В. Исследование ультразвуковым и вихретоковым методами процесса пластического деформирования сварного соединения из аустенитной стали // Дефектоскопия. 2016. № 10. С. 76-83.

4. Гончар А.В., Мишакин В.В., Клюшников В.А., Курашкин К.В. Изменение упругих характеристик метастабильной аустенитной стали при циклическом деформировании // Журнал технической физики. – 2017. – Т. 87, вып. 4. - С. 518-521.

5. Гурьев А.В., Карпов А.П. Роль микропластических деформаций в формировании частотной зависимости // Проблемы прочности. — 1986. — № 4 — С.24–27.

6. Allen, D., and Sayers, C. The Measurement of Residual Stress in Textured Steel Using an Ultrasonic Velocity Combinations Technique // Ultrasonics.- 1984. - V. 22.- P. 179-188.

7. Hirao M., Aoki K., Fukuoka K. Texture of potycrystallyne metals characterized by ultrasonic velocity measurements // J. Acoust. Soc. Am. – 1987. – № 81(5) May.- P. 1434-1440.

8. Sayers C. M. Ultrasonic velocities in anisotropic polycrystalline aggregates // Appl. Phys. - 1982. - V. 15. - P. 2157-2167.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР -196÷+20^{0}C

Наркевич Н.А., Дерюгин Е.Е., Сурикова Н.С., Миронов Ю.П.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, natnark@list.ru

MECHANICAL PROPERTIES AND DEFORMATION HARDENING OF AUSTENITIC NITROGENOUS STEEL AT STATIC TENSION TEST IN THE TEMPERATURES RANGE -196 — 20^{0}C

Narkevich N.A., Deryugin Ye.Ye., Surikova N.S., Mironov Yu.P.

The temperature dependence of mechanical properties and deformation behavior in the range -196 — 20^{0}C of Cr17N0,53Mn18 steel is studied.

При исследовании фазовых превращений и механических свойств аустенитных сталей показано [1, 2], что Fe-Cr-Ni стали при комнатной и отрицательных температурах испытывают γ→α превращение и имеют низкую прочность. Стали системы Fe-Cr-Mn тоже метастабильны [2], но до -196^{0}C сохраняют высокую ударную вязкость (2,6÷3 МДж/м^2) и пластичность (δ=50÷75%) [3, 4]. Исследования Fe-Cr-Mn-N сталей 03Х13АГ19, 07Х13АГ20, с содержанием азота до 0,3% показали, что в процессе деформирования на 10% при комнатной температуре наблюдается образование ε и α фаз в количестве 11% и 10% соответственно [5]. При увеличении содержания азота и марганца (сталь 15Х15А0.38Г31), стабилизирующих аустенит, разрушение при статическом растяжении идет без образования магнитной α-фазы, но с образованием ε-мартенсита, количество которого увеличивается с понижением температуры испытаний (20% при 20^{0}C, 28% при -196^{0}C) [5]. Из работы [6] следует, что сталь 07Х17А0.53Г18 при статическом растяжении в температурном интервале -30÷0^{0}C имеет относительное удлинение на 12-15% больше чем при комнатной температуре, оставаясь при этом немагнитной. При трении стали 07Х18А0.50Г19 в интервале температур -50÷-20^{0}C уменьшается в 2 раза интенсивность изнашивания и авторы [7] не связывают этот эффект с изменением фазового состава. Таким образом, в зависимости от состава и температуры испытаний в азотсодержащих сталях могут протекать γ→α и γ→ε фазовые превращения. С γ→α превращением повышение пластичности, показанное в [6], и снижение интенсивности изнашивания [7] не связано, обусловлено иными механизмами, которые должны отразиться на особенностях деформационного упрочнения.

Целью работы является анализ деформационного поведения и особенностей деформационного упрочнения во взаимосвязи с механическими характеристиками безникелевой аустенитной стали, легированной азотом, в условиях низкотемпературных испытаний.

Исследовали сталь 07Х17А0.53Г18 (Cr16.5, Mn18.8, C0.07, N0.53, Si0.52 мас.%, ост. Fe) после закалки от 1100^{0}C в воде. Образцы с длиной рабочей части 16 мм и сечением 2.5×1 мм^2 перед испытаниями механически шлифовали и полировали. Механические испытания проводили при статическом растяжении со скоростью 0.18 мм/мин при комнатной температуре (20^{0}C), в жидком азоте (-196^{0}C), в ледяной воде (0^{0}C) и в этиловом спирте, охлажденном жидким азотом до температур (-80÷0^{0}C). Температуру среды во время испытаний контролировали платиновым термопреобразователем сопротивления (ТСП 03-04-07) и измерителем температуры ИТ-4-9-1.

На рисунке 1 а приведены зависимости S-*e* для разных температур испытаний.

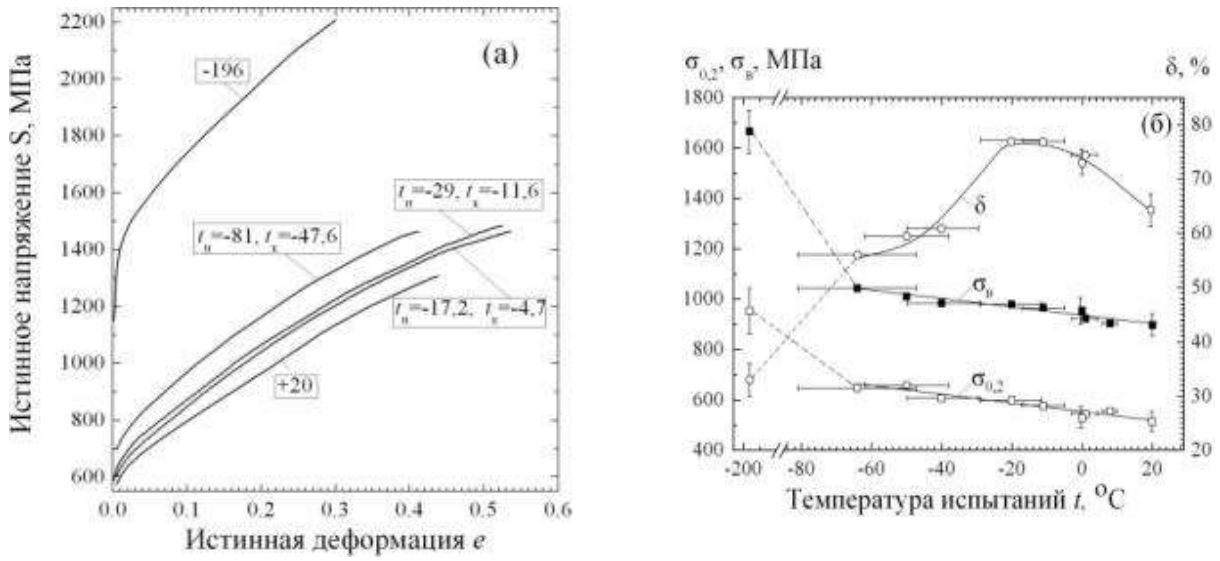


Рис. 1 Диаграммы напряжение-деформация — (а) и механические свойства стали 07Х17А0.53Г18 [6] — (б) при разных температурах деформирования: в начале испытаний $t_н$; в момент разрушения $t_к$.

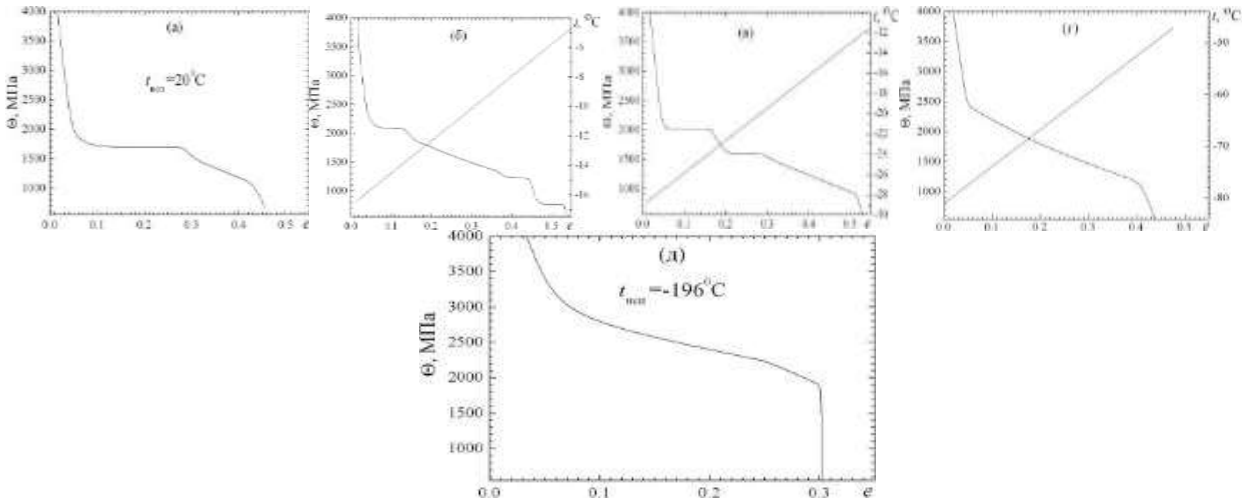


Рис. 2 Зависимости деформационного упрочнения Θ от истинной деформации e, полученные при статическом растяжении стали 07Х17А0.53Г18 при 20^{0}С – (а), при $t_н$=-17.2; $t_к$=-4.7^{0}С – (б); при $t_н$=-29; $t_к$=-11.6^{0}С – (в); при $t_н$=-81; $t_к$=-47.6^{0}С – (г); при -196^{0}С – (д).

Видно, что с понижением температуры испытаний ниже комнатной сопротивление деформированию возрастает. Одновременно с повышением деформирующего напряжения в интервале -30÷0^{0}С идет увеличение пластичности, рис. 1 б, что свидетельствует о повышении энергоемкости процесса деформации. Особенностью деформационного поведения исследуемой стали в этом температурном интервале является множественная локализация деформации с образованием минимум двух шеек. Локализация деформации и формирование первой шейки не приводит к разрушению, материал в шейке упрочняется, и деформация продолжает дальше развиваться равномерно по длине образца. Согласно критерию Консидера деформация окончательно теряет устойчивость тогда, когда коэффициент деформационного упрочнения Θ становится меньше деформирующего напряжения. В случае испытаний при комнатной температуре равномерное удлинение по критерию Консидера (определяли графически [8]) равно e=0.43 при общей деформации, e=0.5, а в случае испытаний с $t_н$=-17.2; $t_к$=-4.7^{0}С равномерное удлинение e=0.53 при общей деформации e=0.57.

На кривых Θ-e при деформировании в интервале -30<t≤20^{0}С наблюдаются участки с постоянным деформационным упрочнением, рис. 2 а, б, в, отсутствующие при t<-30^{0}С, рис. 2 г, д.

С понижением температуры стадия линейного упрочнения сокращается до исчезновения, уменьшается деформация e, при которой происходит переход от стадии линейного упрочнения к стадии параболического упрочнения. Разные типы кривых деформационного упрочнения коррелируют с температурной зависимостью относительного удлинения. Известно, что основным механизмом деформации исследуемой стали при комнатной температуре является двойникование [9]. Переход от стадии линейного упрочнения к стадии параболического упрочнения, а также формирование нескольких шеек при деформации в интервале -30÷0^{0}С возможны при изменении механизма деформации без $\gamma\rightarrow\alpha$ превращения, так как сталь остается немагнитной.

Литература:

1.Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы / Санкт-Петербург: Химиздат. 2005. 480 с.

2.Паль-Валь Л.Н., Семеренко Ю.А., Паль-Валь П.П., Скибина Л.В., Грикуров Г.Н. Исследование акустических и резистивных свойств перспективных хромомарганцевых аустенитных сталей в области температур 5÷300К // Конденсированные среды и межфазные границы. 2008. Т.10. №3. С.226-235.

3.Грикуров Г.Н., Гагнидзе И.П., Тавадзе Ф.Н. Температурная зависимость прочности, пластичности и вязкости закаленных сплавов системы Fe-Cr-Mn при температурах 20, -196, -253^{0}С / В кн: Структура и физико-механические свойства немагнитных сталей под ред О.А.Банных. М.: Наука. 1986. 204 с.

4.Грикуров Г.Н., Тавадзе Ф.Н. Структура и свойства немагнитных сталей / М.:Наука.1982.

5.Кривцов Ю.С., Федорова О.А., Штернин С.Л. Влияние скорости нагружения и низких температур на склонность к хрупкому разрушению высокомарганцевой немагнитной стали / В кн:

Структура и физико-механические свойства немагнитных сталей под ред. О.А.Банных. М.:Наука. 1986. 204 с.

6.Наркевич Н.А., Китлер В.Д., Сурикова Н.С., Сыртанов М.С. Аномалия низкотемпературной пластичности и микромеханизмы разрушения азотистой хромомарганцевой стали // Вестник Тамбовского университета. Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1184-1187.

7.Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Терещенко Н.А. Уваров А.И., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющих аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии// ФММ. 1997. Т.84. №5. С.137-149.

8.Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения под ред. В.П. Зломанова. М.:БИНОМ. 2009.400с.

9.Lee T.-H., Oh C.-S., Kim S.-J., Takaki S. Deformation twinning in high-nitrogen austenitic stainless steel // Acta Mater., 2007. vol. 55. pp. 3649-3662.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Полехина Н.А.[1, 2], Литовченко И.Ю.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2], Кравченко Д.А.[2], Чернов В.М. [3], Леонтьева-Смирнова М.В. [3]

[1] Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

[2] Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет

[3] Россия, АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара»

Nadejda89tsk@yandex.ru

MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE FEATURES OF LOW-ACTIVATION FERRITIC-MARTENSITIC STEEL EK-181 AT SUBZERO TEMPERATURES

N.A. Polekhina[1, 2], I.Yu. Litovchenko[1, 2], A.N. Tyumentsev[1, 2], D.A. Kravchenko[2], V.M. Chernov[3], M.V. Leontyeva-Smirnova[3]

The short-term strength and plastic properties of the ferritic-martensitic steel EK-181 and the features of its plastic deformation and fracture in the temperature range from 20 ° C to -196 ° C are investigated by the active tensile deformation method. A significant increase in temperature dependence of the steel yield strength in the interval of a ductile-to-brittle transition is observed. No qualitative changes in the fracture pattern of the samples are revealed in the region of this interval. The fractograms taken after deformation at several temperatures differ only in the relative fractions of the ductile and brittle components.

В настоящее время высокохромистые ферритно-мартенситные стали являются приоритетными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных реакторов нового поколения. Известно, что стали ферритно-мартенситного класса склонны к низкотемпературному охрупчиванию, которое проявляется в потере пластичности по достижении некоторой температуры, называемой температурой вязко-хрупкого перехода [1, 2]. Это накладывает ограничение на диапазон рабочих температур таких сталей.

В работе [1] проведено исследование ударной вязкости перспективной реакторной малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) при испытаниях на сосредоточенный динамический и статический изгиб при разных температурах. Показано, что в зависимости от типа образцов и напряженных состояний (усталостная трещина, боковые V-надрезы) температура вязко-хрупкого перехода стали принимает значения от -85 °С до +35 °С.

Природа указанного выше вязко-хрупкого перехода до настоящего времени остается темой для дискуссии. Дополнительная информация к анализу проблемы хрупко-вязкого перехода может быть получена в процессе исследования механических свойств и особенностей разрушения в более широком интервале низких температур. Поэтому в настоящей работе проведено исследование закономерностей изменения кратковременных прочностных и пластических свойств стали ЭК-181

совместно с особенностями ее пластической деформации и разрушения в области отрицательных температур.

Механические испытания проводили методом активного растяжения в интервале температур от 20 ºС до -196 ºС со скоростью деформации $\approx 2\times10^{-3}$ c^{-1}. Образцы для испытаний были обработаны по традиционному режиму: закалка от Т = 1100 ºС (выдержка 1 ч) в воду и отпуск при Т = 720 ºС (выдержка 3 ч). Исследование морфологии поверхности проводили методом сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Quanta 200 3D.

Как видно рисунка, снижение температуры от комнатной до Т = -196 °С приводит к примерно 1.5-кратному увеличению значений $\sigma_{0.1}$ от ≈ 710 МПа до ≈ 1120 МПа. При этом в интервале хрупко-вязкого перехода при Т ≈ -80 °С наклон кривой температурной зависимости предела текучести значительно возрастает. При снижении температуры от комнатной до -80 °С ($\Delta T \approx 100$ °С) предел текучести увеличивается на $\Delta\sigma_{0.1} \approx 65$ МПа. В интервале температур от -80 °С до -196 °С при близком значении ΔТ это увеличение составляет $\Delta\sigma_{0.1} \approx 340$ МПа. Таким образом скорость возрастания прочности $\Delta\sigma_{0.1}/\Delta T$ в процессе снижения температуры деформации увеличивается примерно в 5 раз (от ≈ 0,6 МПа/град до ≈ 3 МПа/град).

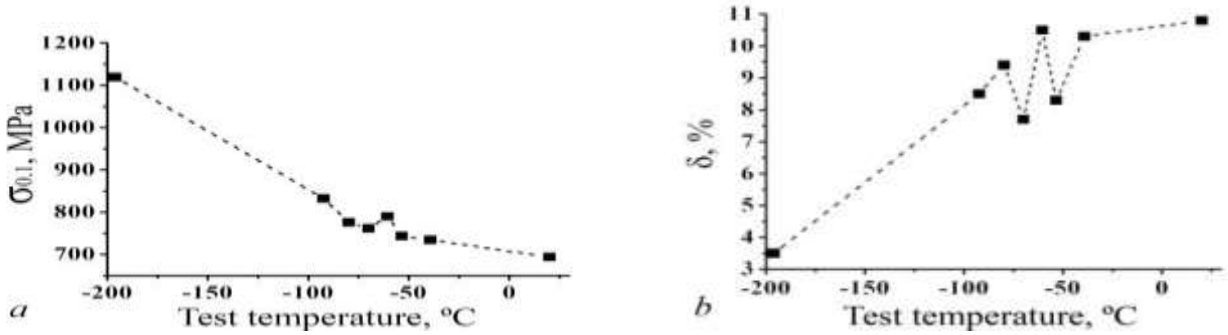


Рис. Температурная зависимость кратковременных механических свойств стали ЭК-181 в интервале от Т = -196 до Т = 20 °С: a – предел текучести ($\sigma_{0.1}$); b – относительное удлинение до разрушения (δ).

В металлах с ОЦК решеткой наблюдается наличие направленности межатомных связей, что обусловливает высокий уровень напряжения Пайерлса и резкую температурную зависимость напряжения течения при понижении температуры [2]. В настоящей работе сильное увеличение наклона кривой $\sigma_{0.1}$ – Т обнаружено в интервале вязко-хрупкого перехода, определенного из ударных испытаний стали ЭК-181. В связи с этим предполагается, что указанная особенность температурной зависимости предела текучести может быть связана с наличием вязко-хрупкого перехода в исследуемой стали.

Из рисунка также видно, что ниже ≈ -40 ºС наблюдается разброс прочностных и пластических свойств стали. В области температур от -40 ºС до -90 ºС значения предела текучести варьируются на ≈ 40 МПа, величины относительного удлинения и относительного сужения шейки – на ≈ 3 % и 9 %, соответственно. При этом величина относительного удлинения остаётся на приемлемом уровне (≥ 7,7 %) плоть до Т ≈ -95 °С. А ее снижение практически до нуля (≈ 2 %) обнаружено лишь при температуре кипения жидкого азота. Таким образом, в температурном интервале вязко-хрупкого перехода резкой потери пластичности материала не наблюдается.

Разрушение во всем рассматриваемом диапазоне температур можно классифицировать как смешанное. В интервале температур от 20 °С до -60 °С наблюдается преимущественно ямочный вязкий излом с элементами скола. Снижение температуры испытаний приводит к росту доли хрупкой составляющей, при этом наиболее заметное увечичение доли хрупкого излома наблюдается начиная с Т ≈ -80 °С. При Т = -196 °С разрушение, напротив, преимущесвенно хрупкое, о чем свидетельствуют многочисленные фасетки скола. Тем не менее, даже при этой температуре присутсвуют элементы вязкого разрушения в виде характерных «волокон».

Таким образом, в работе проведено исследование температурной зависимости характеристик кратковременной прочности и пластичности ферритно-мартенситной стали ЭК-181 и особенностей ее пластической деформации и разрушения методом активного растяжения в интервале температур от 20 °С до -196 °С.

Обнаружено резкое увеличение предела текучести стали в интервале вязко-хрупкого перехода (ниже T ≈ -80 ºС). Предполагается, что это обусловлено существенным повышением напряжения Пайерлса при снижении температуры. При этом пластичность материала сохраняется на приемлемом уровне до T ≈ -95 °С.

В температурном интервале вязко-хрупкого перехода каких-либо существенных (качественных) изменений характера разрушения образцов не обнаружено. Фрактограммы после деформации при разных температурах различаются лишь относительными долями вязкой и хрупкой составляющих.

Работа выполнена при поддержке Стипендии президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016-2018 гг.).

Список литературы

1.Чернов В.М., Ермолаев Г.Н., Леонтьева-Смирнова М.В. Вязкость разрушения хромистой (12 %) ферритно-мартенситной стали ЭК-181 при нагружении на сосредоточенный изгиб // ЖТФ. – 2010. –Т. 80. – № 7. – С. 72-77.

2.Чернов В.М., Кардашев Б.К., Мороз К.А. Хладноломкость и разрушение металлов с разными кристаллическими решетками – дислокационные механизмы // ЖТФ. – 2016. – Т. 86. – № 7. – С. 57-64.

****

ОЦЕНКА ДИАПАЗОНОВ ИЗМЕНЕНИЯ ВРЕМЕННОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ЧУГУНОВ С ПЛАСТИНЧАТЫМ, ХЛОПЬЕВИДНЫМ И ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ ПО ТВЕРДОСТИ

Сандомирский С.Г.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, sand@iaph.bas-net.by

EVALUATION OF THE RANGE OF CHANGES IN THE Strength OF PLATE, FLAKE and Spheroidal Graphite CAST IRON CASTINGS FOR BRINELL HARDNESS

Sandomirski S. G.

THE ANALYSIS OF THE RANGE of changes in the STRENGTH σ_B of plate, flour convertible AND SPHEROIDAL GRAPHITE cast iron is making. Analytical description of the range of variation σ_B as a function for Brinell hardness HB is DEVELOPING. The result is intended to determine the guaranteed size and range of possible changes σ_B in the cast iron of without destroying it.

Чугун наряду со сталью является основным материалом в машиностроении и металлургии. Во многом это связано с технологичностью чугуна, низкой стоимостью, высокими литейными свойствами и хорошей жидкотекучестью, небольшой усадкой, малой склонностью к образованию трещин. Можно отметить и хорошую обрабатываемость чугуна, высокую коррозионную стойкость, малую чувствительность к надрезам. Вместе с тем, не высокие механические свойства ведут к увеличению материалоемкости изделий. Низкая прочность при растяжении обусловлена, прежде всего, неблагоприятной формой графита. В наибольшей степени это относится к чугуну с пластинчатой формой графитовых включений, название которого «Серый чугун» (по характерному цвету излома) закреплено в ГОСТ 1412-85 «Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки». Условное обозначение марки включает буквы СЧ – серый чугун – и цифровое обозначение величины минимального временного сопротивления при растяжении в МПа · 10^{-1}. Для изготовления отливок предусмотрены следующие марки чугуна: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ21, СЧ24, СЧ25, СЧ30, СЧ35.

Для повышения временного сопротивления (предела прочности) σ_B чугуна создают более компактную форму графитовых включений в нем. Одним из путей этого является длительный двухстадийный отжиг отливок из белого чугуна. Образующийся при таком отжиге графит в чугуне имеет компактную хлопьевидную форму. В соответствии с ГОСТ 1215-79 «Отливки из ковкого чугуна. Общие технические условия» такой чугун получил название ковкого. Его маркируют буквами КЧ и цифрами, первые из которых, как и у серого чугуна, указывают предел прочности при растяжении (в кгс/мм^2), а вторые – относительное удлинение (в %) (у серых чугунов относительное удлинение практически равно нулю). По ГОСТ 1215-79 выпускают ковкие чугуны марок КЧ 30-6, КЧ

33-8, КЧ 35-10, КЧ 37-12, КЧ 45-7, КЧ 50-5, КЧ 55-4, КЧ 60-3, КЧ 65-3, КЧ 70-2, КЧ 80-1,5. Ферритные ковкие чугуны КЧ 35-10 и КЧ 37-12 используют в деталях, эксплуатируемых при высоких динамических и статических нагрузках (картеры редукторов, ступицы крюки, скобы), а КЧ 30-6 и КЧ 33-8 – в менее ответственных деталях (гайки, глушители, фланцы, муфты). Перлитные ковкие чугуны КЧ 50-5, КЧ 55-4, КЧ 60-3, КЧ 65-3 обладают высокой прочностью, умеренной пластичностью и хорошими антифрикционными свойствами. Из них изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики конвейеров, втулки, муфты, тормозные колодки.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом получают модифицированием жидкого чугуна небольшими добавками ряда элементов. Шаровидный графит, имеющий минимальную поверхность при заданном объеме, меньше, чем пластинчатый, ослабляет металлическую основу чугуна и не является активным концентратором напряжений. ВЧ имеют пластичность, прочность, износостойкость и коррозионную стойкость, близкие к свойствам углеродистой и легированной стали. При этом они сохраняют хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость. Стоимость отливок из ВЧ на 25 – 50 % меньше стоимости отливок и поковок из стали. Условное обозначение марки высокопрочного чугуна включает буквы ВЧ – высокопрочный чугун и цифровое обозначение минимального временного сопротивления при растяжении в МПа·10^{-1}. Для отливок предусмотрены следующие марки чугуна (ГОСТ 7293-85): ВЧ 35, ВЧ 40, ВЧ 45, ВЧ 50, ВЧ 60, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100.

Прочность чугуна, наряду с формой графитовых включений, определяется структурой его металлической основы и характеризуется временным сопротивлением (пределом прочности) σ_B. Увеличение доли перлита по сравнению с долей феррита в металлической основе чугунов увеличивает его σ_B. Наибольшую прочность и износостойкость обеспечивает перлитная структура металлической основы чугунов.

Но определение марки (временного сопротивления) чугунов по ГОСТ 1412-85, ГОСТ 1215-79 и ГОСТ 7293-85 проводят на заготовках – свидетелях по ГОСТ 27208-87 «Отливки из чугуна. Методы механических испытаний». Непосредственное измерение $\sigma_В$ или структуры отливки по ГОСТ 3443-87 «Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры» требует разрушения отливки и исключает ее дальнейшую эксплуатацию. Актуально использование для оценки $\sigma_В$ материала отливки параметра, измерение которого не приводит к разрушению отливки. Одним из таких параметров является твердость НВ отливки, измеренная по ГОСТ 9012-59 «Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю». Это следствие того, что твердость и прочность чугуна взаимосвязаны [1]. Повышение твердости серых, ковких и высокопрочных чугунов сопровождает рост прочности (для каждого из типов чугунов – по своим закономерностям в силу разной формы графитовых включений), так как изменения $\sigma_В$ и НВ – следствие изменения степени искаженности кристаллической решетки металлической матрицы сплава.

В ГОСТ 9012-59 отмечено, что твердость по Бринеллю не переводится точно в другие величины твердости или прочности при растяжении. Но практика позволила обобщить экспериментальные исследования механических свойств и твердости металлов и выразить связи между $\sigma_В$ и НВ сталей разных классов в виде таблиц [1]. Соотношение между $\sigma_В$ и НВ ковких и серых чугунов приведено в ГОСТ 1215-79, ГОСТ 1412-85 и ГОСТ 7293-85 в виде таблиц.

Цель доклада – аналитическое описание диапазонов возможного изменения временного сопротивления отливок из серого, ковкого и высокопрочного чугунов, твердость которых измерена.

Предпосылка решения задачи – полученное в [2] на основании табличных данных [1] аналитическое описание зависимости $\sigma_В$(НВ) для углеродистых сталей:

$$\sigma_В \approx 3{,}5307\tau HB \quad , \qquad (1)$$

где τ = 1 МПа — размерный множитель.

Зависимость (1) является верхней (заведомо не достижимой) границей диапазона значений σ_B ковкого и высокопрочного чугунов с измеренным значением НВ.

Для установления искомых диапазонов возможных значений σ_B серых, ковких и высокопрочных чугунов с измеренным значением НВ в [3, 4] использованы данные ГОСТ 1215-79, ГОСТ 1412-85 и ГОСТ 7293-85 о σ_B и диапазоне возможного изменения твердости НВ отливок. В [3, 4] и докладе показано, что значения σ_B серых, ковких и высокопрочных чугунов с измеренным значением НВ заключены в пределах следующих диапазонов:

Для серого чугуна: для НВ < 194 : $100 < \sigma_В$, МПа < 2,843НВ – 141; (2)

для НВ ≥ 194 : 2,91НВ – 465 < $\sigma_В$, МПа < 2,843НВ – 141. (3)

Для ковкого чугуна: 2,843НВ – 141 < $\sigma_В$, МПа < 2,682НВ + 48. (4)

Для высокопрочного чугуна: для НВ < 187 : 350 ≤ $\sigma_В$, МПа < 3,5307НВ; (5)

для НВ ≥ 187 : 3,137НВ – 236 ≤ $\sigma_В$, МПа < 3,5307НВ. (6)

Приведенные в докладе результаты экспериментального измерения значений $\sigma_В$ и НВ чугунов разных классов подтверждают, что они находятся внутри установленных диапазонов (2) – (6) возможного изменения $\sigma_В$ чугунов при измеренном значении НВ.

Полученный результат может быть использован для определения без разрушения отливки гарантированной величины ее временного сопротивления в тех случаях, когда информации о свойствах образцов-свидетелей нет.

Литература.

1. Металловедение и термическая обработка стали : справочник. В 3 т. / под ред. М. Л. Берштейна, А. Г. Рахштадта. 4 изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1991. — Т. 1. Методы испытаний и исследования: в 2 кн.

2. Сандомирский, С.Г. Анализ связи коэрцитивной силы с временным сопротивлением углеродистых сталей / С.Г. Сандомирский // Сталь. 2016. № 9. С.62 – 65.

3. Сандомирский С.Г. Оценка диапазонов возможного изменения временного сопротивления чугунов с пластинчатым и хлопьевидным графитом по их твердости // Литье и металлургия. 2017. № 2. С. 40 – 45.

4. Сандомирский С.Г., Сандомирская Е.Г. Оценка диапазона возможного изменения временного сопротивления чугуна с шаровидным графитом по твердости // Механика машин, механизмов и материалов. 2017. № 2. С. 79 – 83.

****

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СХЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ НА ОСОБЕННОСТИ ИХ СТРОЕНИЯ И УРОВЕНЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Чубуков М. Ю.[1], Руцкий Д. В.[1], Усков Д. П.[2], Зюбан Н. А.[1], БОДРЕНКО Е. А.[1]

Россия [1] Волгоградский государственный технический университет

[2] АО «Волжский трубный завод»

Аспирант М.Ю. Чубуков, кандидат технических наук, доцент Д.В. Руцкий, доктор технических наук, профессор Н.А. Зюбан, студент Е.А Бодренко кафедра «Технология материалов», Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ), г. Волгоград; tecmat@vstu.ru, Главный специалист по материаловедению ЦЗЛ Д.П. Усков АО «ВТЗ», г. Волжский; UskovDP@vtz.ru

EVALUATION OF THE INFLUENCE OF THE SCHEMES OF DEPOSITION OF PIPE STEELS ON THE PECULIARITIES OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

M.Yu. Chubukov[1], D.V. Rutskii[1], N.A. Zuyban[1], D.P. Uskov[2], E.A. Bodrenko[1]

[1] Volgograd State Technical University

[2] JSC "Volzhsky Pipe Plant"

ABSTRACT

The paper presents the results of a study of the structural features of the microstructure and the carbide phase in low-carbon pre-peritectic and peritectic grades of steels used for the production of seamless pipes. A positive effect is shown in the part of the grinding of the microstructure, and the carbide phase achieved by transferring steel to the pre-peritectic class. A comparative study of steels 06ГФБА, 06ГФБМ and 10ГФБЮ showed that 06ГФБМ steel has finer-grained carbides - 2 times less than in 06ГФБА steel and 3-5 times less than in 10ГФБЮ steel. In aggregate with their more even distribution, the level of mechanical characteristics increases. This is confirmed by higher values of the microhardness of the structural constituents.

В условиях жесткой рыночной конкуренции актуальными остаются вопросы по повышению уровня эксплуатационных характеристик бесшовных труб, используемых для строительства магистральных трубопроводов. Для производства подавляющего большинства бесшовных труб групп

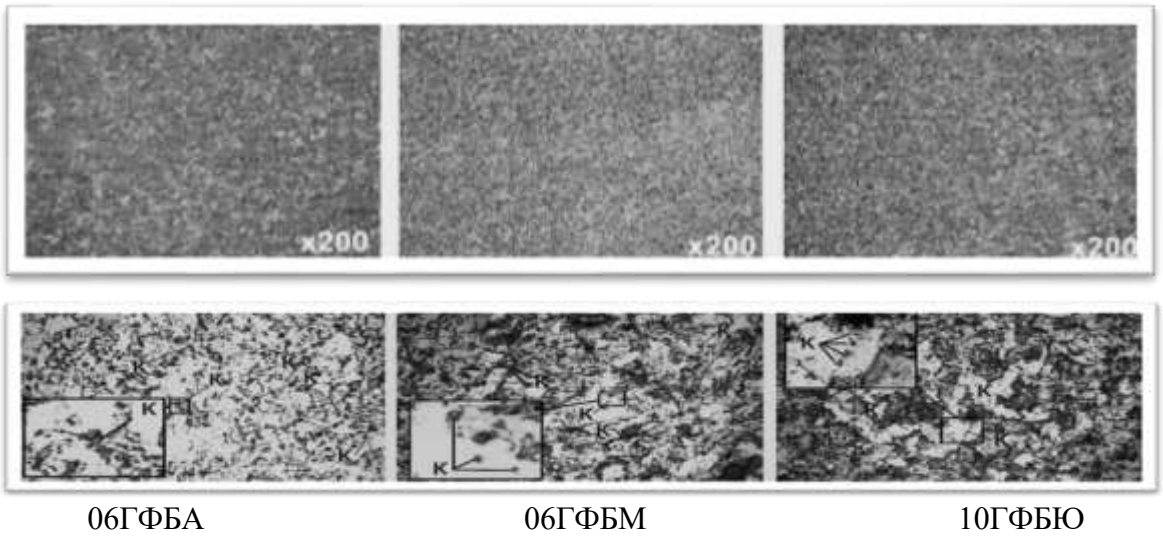
прочности X42-X80 используются марки сталей типа 10Г2ФБ, 13ГФА, 12Г2ФБ, 15ГБА и т.д., претерпевающие перитектическое превращение при кристаллизации. Бесшовные трубы из указанных сталей обладают требуемым комплексом свойств, однако, имеют ряд недостатков, связанных с низким качеством поверхности готовых изделий вследствие претерпевания перитектической реакции при кристаллизации, а также недостаточно высоким уровнем эксплуатационных характеристик.

На настоящий момент одним из новых направлений в производстве бесшовных труб является применение доперитектических марок сталей типа 08Г2БМ, 06Г2ФБА и 06Г2ФБМ, позволяющих повысить уровень эксплуатационных характеристик продукции.

В настоящее время проводится достаточно много работ по оптимизации технологии производства бесшовных труб в части подбора оптимальных химических составов сталей и технологии их производства с целью повышения уровня эксплуатационных характеристик.

Целью работы являлось исследование особенностей строения микроструктуры и морфологии карбидной фазы в низкоуглеродистых доперитектических и перитектических марках сталей, используемых для производства бесшовных труб.

Объектом исследования являлись бесшовные трубы размером Ø426×18÷24мм из сталей 06ГФБА, 06ГФБМ и 10ГФБЮ. Трубы подвергались горячей прокатке на стане поперечно-винтовой прокатки ТПА 159-426 и последующей улучшающей термообработке. Для проведения исследований от труб вырезались микрошлифы для проведения исследований. Металлографические исследования проводились с использованием оптического микроскопа (МЕТАМ ЛВ-41) и электронного сканирующего микроскопа FEI Versa 3D. Рентгеноструктурный анализ поверхностных слоев, осуществлялся в медном излучении на дифрактометре ДРОН – 3. Микроструктура труб из рассматриваемых марок сталей приведена на рисунке 1.


x200
x200
x200
K
K
K

по границам зерна. В стали 06ГФБМ наличие молибдена в количестве до 0,12 %, способствует увеличению содержания специальных карбидов, выделившихся из твердого раствора в процессе проведения термообработки. В стали 10ГФБЮ также наблюдается большее содержание карбидов большего размера.

Карбиды в рассматриваемых сталях располагаются преимущественно в центре зерен. В стали 06ГФБА средний размер карбидов составляет 460 – 470 нм, 06ГФБМ в среднем 240 – 250 нм. В стали 10ГФБЮ большее содержание углерода (0,12 %) способствует увеличению содержания карбидов, а также их росту. В стали 10ГФБЮ размер карбидов составляет в среднем 1,0 – 2,0 мкм (см. рисунок 2).

При определении химического состава карбидов в сталях 06ГФБА и 06ГФБМ высокая погрешность измерений вызвана небольшим размером карбидной фазы. Содержание Nb, Mo и C искажается большим («фоновым») содержанием Fe из матрицы. Данные частицы можно отнести к карбидам Nb и Mn в стали 06ГФБА и к карбидам Nb, Mn и Mo в стали 06ГФБМ.

Химический анализ карбидов в стали 10ГФБЮ показал наличие карбида Nb, имеющего размеры от 1,0 до 2,0 мкм.

Уровень прочностных свойств доперитектической стали 06ГФБА соответствует группе прочности Х65 с переделом текучести не менее 450МПа. Для легированной молибденом стали 06ГФБМ возможно получения комплекса прочностных характеристик, соответствующий группам прочности вплоть до Х80 с минимальным пределом текучести не менее 552МПа. Необходимо отметить, что ранее получение группы прочности Х80 было возможно только с учетом легирования углеродом в пределах от 0,10 до 0,18%. Уровень вязкопластичных свойств для рассматриваемых доперитектических марок сталей в 1,2 раза выше, чем на перитектических марках, при этом порог хладостойкости для них лежит при температурах ниже -80°. Данный факт говорит о том, что, несмотря на низкое содержание углерода, комплексное микролегирование карбидообразующими элементами в сочетании с марганцем, позволяет обеспечить высокий вклад дисперсионного (за счет получения более мелкодисперсной карбидной фазы) и твердорастворного упрочнения и получить требуемый комплекс свойств.

Выводы и рекомендации

По результатам проведенного сравнительного исследования доперитектических марок сталей установлено, что сталь 06ГФБМ имеет более мелкодисперсные карбиды, в 2 раза меньшие, чем в стали 06ГФБА и в 3-5 раз меньше, чем в стали 10ГФБЮ. В совокупности с их более равномерным распределением, повышается уровень механических и эксплуатационных характеристик. Это подтверждают и более высокие значения микротвердости структурных составляющих. В данном случае, повысить дисперсность карбидной фазы удалось благодаря комплексному легированию тремя элементами:

– ниобием, выделяющимся в виде дисперсных карбидов и нитридов при температурах 1100-1300°С, которые в дальнейшем практически не растворяются и служат центрами зарождения зерен, что обеспечивает получение в конечной структуре наследственной мелкозернистости;

ванадием, выделяющимся в виде карбидов в диапазоне температур 600-820°С, заменяющих цементитные пластинки при отпуске, что, в свою очередь, повышает прочностные и вязкопластичные свойства;

молибденом, выделяющимся также в виде сложных комплексных карбидов при температурах 600-825°С, позволяющих сдерживать рост карбидной фазы, увеличить их дисперсность при отпуске. Необходимо отметить, что получение мелкодисперсных комплексных карбидов возможно только в низкоуглеродистых сталях типа 06ГФБМ/06ГФБА, так как большее содержание углерода в стали (10ГФБЮ) способствует росту и коагуляции карбидной фазы.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования доперитектических марок сталей типа 06ГФБА и 06ГФБМ для производства бесшовных труб.

****

НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПЭВП

Алтуева А.М., Машуков Н. И., Шустов Г.Б.
Кабардино-Балкарский государственный университет, Россия
alla_7583@mail.ru

Полиэтилен высокой плотности ПЭВП (низкого давления), является одним из основных термопластов для изготовления трубопроводов различного назначения, занимает доминирующее место по разнообразию получаемых на его основе модифицированных композиционных материалов. Однако уровень физико-химических свойств существующих трубных марок ПЭВП отечественного и зарубежного производства и необходимость реализации новых требований для расширения сферы применения диктуют разработку новых композиционных материалов на основе ПЭВП. Кроме того, разработка образцов новых трубопроводных конструкций ответственного назначения, требующих расширенный спектр функциональных свойств, во многих случаях связана с необходимостью создания новых термопластичных конструкционных материалов с мультифункциональными свойствами [1, 2]. Анализ результатов многочисленных научно-прикладных работ показывает, что эффективным может быть введение в материалы углеродных нанотрубок, ультрадисперсных металлических и др. наночастиц, обладающих уникальным комплексом физико-химических свойств. Уже сейчас можно утверждать, что это направление в полимерном материаловедении становится ведущим по многим признакам, в том числе и по критериям «цена - качество». Становится очевидным, что новые усложненные и повышенные барьеры на пути реализации требований, предъявляемых к пластмассам, применяемым в производстве труб различного назначения могут быть устранены с использованием основных принципов нанотехнологий [3]. В работах [4, 5] показано, что создание полимерных нанокомпозитов на основе полиолефинов и дисперсных металлических наночастиц, с повышенным уровнем свойств, происходит в результате сложного и многофакторного взаимовлияния компонентов гетерофазной системы

В настоящей работе исследованы наномодифицированные ПЭВП различных марок для производства труб: PERT (ПЭР) с ПТР = 2,2 г/10мин и газофазный ПЭВП (ПЭГ) с ПТР = 6-9 г/10мин с октеновыми и гексеновыми ответвлениями соответственно. В качестве «возмущающих» нанообъектов использованы углеродные нанотрубки УНТ (У), ультрадисперсные металлические частицы УДЧ(Z) . Для придания бактерицидных свойств композитам ПЭВП использован концентрат антимикробной добавки типа PE Antimicrobial 19050016 (Am). В качестве универсального технологического модификатора использована полимерная процессинговая добавка Dynamar FX 5920A (Dn).

Таблица 1

Механические свойства нанокомпозитов ПЭВП

№ п/п	Составы нанокомпозитов ПЭВП	$E_{изг}$, МПа	$E_{раст}$, МПа	$E_{тек}$, МПа	$\varepsilon_{тек}$, %	$\sigma_{тек}$, МПа
1	ПЭГ промышл. (ТУ)	420	585	-	45,9	23,0
2	ПЭР промышл.	-	580	-	13,0	16,5
3	ПЭГ[1)] +0,25%У+1% Am+0,07% Dn	722,6	1446,0	1710,0	15,5	49,8
4	ПЭГ +0,5%У+1% Am+0,07% Dn	781,0	1633,0	1879,3	13,5	62,8
5	ПЭГ +1%У+1% Am+0,07% Dn	676,0	1310,0	1658,0	39,8	54,6
6	ПЭГ +1,5%У+1% Am+0,07% Dn	715,5	1388,6	1613,3	36,3	53,4
7	ПЭГ +0,5%У+0,1% Z+1% Am+0,07% Dn	808,4	1691,2	1880,0	35,9	63,2
8	ПЭГ/ПЭР[2)] +0,25%У+1% Am+0,07% Dn	710,1	1496,4	1208,0	18,3	48,6
9	ПЭГ/ПЭР +0,5%У+1% Am+0,07% Dn	612,6	1230,0	1185,7	17,2	39,5

10	ПЭГ/ПЭР +1%У+1% Am+0,07% Dn	690,7	1306,0	972, 0	19,0	32,4
11	ПЭГ/ПЭР +1,5%У+1% Am+0,07% Dn	618,7	1081,0	1175,5	17,0	39,2
12	ПЭГ/ПЭР+0,5%У+0,1 Z+1% AM+0,07% Dn	692,2	1290,0	1388,0	18,0	44,7

Примечание: *ПЭГ[1)] – составы соответствующие промышленной рецептуре;*

ПЭГ/ПЭР[2)] = 75/25% масс.

Результаты исследований, приведенные в табл. 1, показывают значительное упрочнение матриц полиэтиленов и их смесей. В частности, наблюдается 2-3-кратное повышение значений модуля упругости и предела текучести для НК ПЭВП (ПЭР) по сравнению с промышленными образцами ПЭВП. Предполагается, что полученные результаты являются следствием сочетания ряда механизмов, обусловленных различной природой нанодобавок и особенностями их взаимодействия с матрицей ПЭВП.

В табл. 2 представлены результаты исследования термических свойств НК ПЭВП (ТГА выполнен в среде воздуха со скоростью 10 град/мин). На уровне значений $T_н$ (начала деструкции) термические свойства исходного ПЭ и НК нивелированы, что можно отнести к термоокислительной деструкции менее термостойких ПЭ, используемых в производстве суперконцентратов Am, Dn. На уровне $T_{2\%}$ и выше до $T_{10\%}$ наблюдается повышение термостойкости до 60 °С в НК, что можно отнести к действиям УНТ и УДЧ, кардинально влияющих на соотношение «структура-свойства» и улучшающих термическую ситуацию [4,6]. Значительно повышается и стойкость НК к фотоокислительной деструкции (ФОД), очевидно, за счет экранирующих свойств УНТ и УДЧ.

В результате совместного воздействия УНТ и УДЧ на матрицу ПЭВП, реализуется своего рода «двойная нанотехнология», формируется синергический симбиоз [4, 5, 7, 8]:

резко возрастает концентрация центров кристаллизации и кристаллитов с уменьшенными и усредненными размерами - улучшается комплекс свойств;

возрастает число узлов зацеплений, повышается плотность сетки межмолекулярных зацеплений за счет совместного вклада УНТ и УДЧ - улучшаются механические, термические, диффузионные и др. свойства.

Таблица 2 Термические свойства нанокомпозитов ПЭВП

№ п/п	Составы нанокомпозитов ПЭВП	Температура потери массы, °С				Стойкость к ФОД
		$T_н$	$T_{2\%}$	$T_{5\%}$	$T_{10\%}$	
1.	ПЭГ (ТУ)	272	290	342	384	72
2.	ПЭГ+0,25%У+1% Am+0,07% Dn	270	322	396	400	84
3.	ПЭГ+0, 5%У+1% Am+0,07% Dn	275	340	402	408	72
4.	ПЭГ+1%У+1% Am+0,07% Dn	272	315	374	430	96
5.	ПЭГ+1,5%У+1% Am+0,07% Dn	270	333	400	418	84
6.	ПЭГ+0,5%У+0,1%Z+0,1% Am + 0,07% Dn	282	346	410	428	108

Результаты исследований, выполненных в данной работе, показывают эффективность УНТ и УДЧ как наполнителя-модификатора трубных марок ПЭВП. Следует отметить, что анализ свойств многокомпонентных нанокомпозитов всегда затруднен из-за многофакторного взаимовлияния компонентов, но в то же время только они позволяют реализовать мультифункциональные свойства в композиционном материале.

Литература

1.Бухин В.Е. Трубы напорные из полибутена для систем водоснабжения и отопления. //Трубопроводы и экология. 2006. №3. С.8-10.

2.Мурашов Р. Полимерные трубы для внешних коммуникаций. //Строительная инженерия. 2005. №2. С. 1-8.

3.Б.М. Балоян, А.Г. Колмаков, М.И. Алымов, А.М. Кротов. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения. М.,2007. 125 с.

4.Алтуева А. М., Машуков Н. И. Механизмы трансформации макродинамических термических эффектов в полимерных нанокомпозитах. //Известия КБГУ. 2014. Т. IV. № 6. с.25-27.

5.Алтуева А.М., Шустов Г.Б., Машуков Н.И. Модификация ПЭВП трубных марок. //Известия КБГУ. 2016. Т.V1. №1. с.10-12.

6.Алтуева А.М. Термические характеристики полимерных композиций на основе ПЭВП марки PE6FF с бактерицидными свойствами. //Материалы международной научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученных «ПЕРСПЕКТИВА - 2016». 2016. Т1. С.6-10.

7.Кособудский И.Д., Кашнина Л.В., Губин С.П. и др. Новый тип металлополимеров – металлические кластеры в полимерных матрицах. //Высокомол. соед. 1985. Т. 27А. №4. С. 689-695.

8.Губин С.П. Химия кластеров. М.: Наука, 1987. 246 с.

*****

The recorded flow curves show a significant stress drop due to the electrical current pulses in both materials. The formation of new dislocations at the phase boundaries in CMSX-4 depend on the current density and the applied strain.

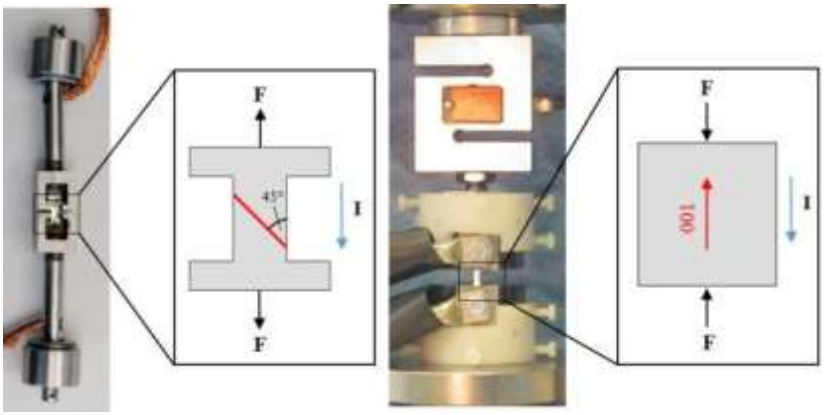


Fig. 1 *sample holders for tensile (left) and compressive stress (right) with the corresponding sample geometries*

*****

$$G_{tip}(d,\ell)=\left(\frac{k_1+1}{\mu_1}+\frac{k_2+1}{\mu_2}\right)\frac{K_B^2}{16ch(\pi\beta)},\quad \beta=\frac{\ell n\alpha}{2\pi},\ \alpha=\frac{\mu_2k_1+\mu_1}{\mu_1k_2+\mu_2},$$

где $k_{1,2}$=3-4$\nu_{1,2}$ или $k_{1,2}$=(3-$\nu_{1,2}$)/(1+$\nu_{1,2}$) для плоской деформации или плоского напряженного состояния, соответственно, $\nu_{1,2}$ и $\mu_{1,2}$ - коэффициенты Пуассона и модули сдвига материалов подобластей 1 (y>0) и 2 (y<0), модуль КИН K_B определяется с учетом нагрузок на внешней поверхности тела и усилий, возникающих в связях в концевой области трещины. Для адгезионного слоя между различными материалами выражение для скорости потребления энергии деформации связями имеет вид

$$G_{bond}(d,\ell)=\int_{\ell-d}^{\ell}\left(\frac{\partial u_y(x)}{\partial\ell}q_y(u)+\frac{\partial u_x(x)}{\partial\ell}q_x(u)\right)dx,$$

где $u_{x,y}(x), q_{x,y}(x)$ - компоненты раскрытия трещины и усилий в связях в концевой области трещины.

Из совместного решения уравнений (1)-(2) можно определить размер концевой области d_{cr} и критическое внешнее напряжение σ_{cr} в состоянии предельного равновесия трещины. Скорость потребления энергии деформации связями $G_{bond}(d_{cr},\ell)$, полученная из совместного решения этих уравнений, является энергетической характеристикой сопротивления адгезионному разрушению, $G_{cr}=G_{bond}(d_{cr},\ell)$, причем величина G_{cr} не остается постоянной при изменении длины трещины. После определения критического внешнего напряжения могут быть также определены критический КИН и поток энергии в вершину трещины, обусловленные внешней нагрузкой σ_{cr}.

При монотонном нагружении тела, для заданных начальных размеров трещины и ее концевой области, можно выделить режимы квазистатического роста трещины.

При выполнении условий

$$\begin{cases}G_{tip}(d,\ell)\ge G_{bond}(d,\ell) & (a)\\ u(\ell-d)<\delta_{cr} & (b)\end{cases}\qquad(3)$$

происходит продвижение вершины трещины с одновременным возрастанием длины концевой области без разрыва связей. Этот этап роста трещины можно рассматривать как процесс приспособляемости трещины к заданному уровню внешних нагрузок (докритический рост трещины).

Разрыв связей в концевой области трещины без продвижения её вершины происходит при выполнении условий

$$\begin{cases}G_{tip}(d,\ell)< G_{bond}(d,\ell) & (a)\\ u(\ell-d)\ge\delta_{cr} & (b)\end{cases}\qquad(4)$$

В этом случае размер концевой области трещины сокращается, стремясь к предельному значению для данного уровня нагрузки.

Продвижение вершины трещины с одновременным разрывом связей на краю концевой области (квазистатический рост трещины) происходит при выполнении условий

$$\begin{cases}G_{tip}(d,\ell)\ge G_{bond}(d,\ell) & (a)\\ u(\ell-d)\ge\delta_{cr} & (b)\end{cases}\qquad(5)$$

В рамках рассматриваемой модели положение концевой области и вершины трещины не меняется при одновременном выполнении второго из условий (3) и первого условия (4).

Таким образом, величина внешней нагрузки σ_0 и параметры связей определяют характер разрушения: продвижение вершины трещины с ростом концевой области; сокращение размера концевой области без продвижения вершины трещины; продвижение вершины трещины с одновременным разрывом связей на краю концевой области.

Если же уравнение (1) не имеет решения, то приложение внешней нагрузки может вызвать продвижение вершины трещины, которое сопровождается разрывом связей на краю концевой области при выполнении условия (2).

Заметим, что при рассмотрении линейно-упругих связей [1,2] выполнение условия (1) зависит только от относительных геометрических характеристик концевой области и трещины. Критическое значение размера концевой области, полученное из этого условия, может быть отнесено к трещине любой длины. Определение фактического размера трещины, соответствующего состоянию предельного равновесия, происходит при учете достаточного условия (2). Этот факт является очевидным подтверждением невозможности полного описания предельного равновесия трещины только с помощью энергетического условия (1).

Работа выполнена при поддержке РФФИ - проект №17-08-01312.

Литература:

1.Гольдштейн Р.В., Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами // Изв. РАН. МТТ. 2001. № 1. С. 94–112.

2.Перельмутер М.Н. Критерий роста трещин со связями в концевой области // ПММ. 2007. том 71. вып.1. С. 152-171.

3.Perelmuter M. Nonlocal criterion of bridged cracks growth: Weak interface, Journal of the European Ceramic Society, Vol. 34, Issue 11, 2014, P. 2789–2798.

4.Perelmuter M. Nonlocal criterion of bridged cracks growth: Analytical analysis, Acta Mechanica, 2015, v.226, P. 397-418.

****

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ 100-М ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ

Юрьев А.А.[1], Громов В.Е.[1], Морозов К.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Кондратова О.А.[1], Глезер А.М.[4], Коновалов С.В.[1]

Россия, [1]Сибирский государственный индустриальный университет
Россия, [2]Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН
Россия, [3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет
Россия, [4] Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина ,okondratova@mail.ru

STRUCTURE-PHASE CHANGES OF 100-M DIFFERENTIALLY QUENCHED RAILS AT LONG TERM OPERATION

A.A. Yuriev, V.E. Gromov, K.V. Morozov, Yu.F. Ivanov, O.A. Kondratova, A.M. Glezer, S.V. Konovalov

By using the methods of optical and transmission electron diffraction microscopy the evolution of structure-phase states of surface layers of differentially quenched rails after long term operation (passed tonnage 691,8 mln tons) is studied.

Расширение информации о структурно-фазовых состояниях рельсов при эксплуатации связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся изменением (ухудшением) механических свойств. Поэтому выявление природы и закономерностей эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность [1,2].

Целью настоящей работы являлся анализ методами послойной просвечивающей электронной дифракционной микроскопии структурно-фазового состояния рельсов типа ДТ350 после наработки тоннажа 691,8 млн т брутто.

Исследовались образцы дифференцированно закаленных рельсов из стали марки Э76ХФ после наработки тоннажа 691,8 млн т брутто в процессе полигонных испытаний на Экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ». По содержанию всех химических элементов металл рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для стали марки Э76ХФ.

Макроструктуру металла рельсов выявляли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2013 на полнопрофильном темплете, вырезанном из рельсов в поперечном направлении, после травления в 50 % водном растворе соляной кислоты. Образцы для микроисследования структуры вырезали из верхней части головки рельсов. Микроисследование проводили после электролитического полирования поверхности микрошлифа в 5 % уксусном растворе хлорной кислоты с последующим травлением в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты. Исследование фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии (прибор ЭМ 125). Фольги для исследования изготавливали методами электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из области выкружки на расстоянии 2 мм, 10 мм и вблизи поверхности выкружки.

Микроструктура металла представляет собой пластинчатый перлит 2-3 балла шкалы 1 ГОСТ 8233 с разрозненными участками феррита по границам зёрен, количество которого не превышает 5 % и оценивается баллом 1,5 шкалы 7 ГОСТ 8233. Бейнит в микроструктуре исследуемых рельсов не выявлен. По мере удаления от поверхности перлит приобретает более грубое строение. Величина зерна исследуемого металла оценивается 7 номером шкалы 2 ГОСТ 5639-82.

Были выделены следующие структурные составляющие: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,25; остальное – зерен структурно свободного феррита. Близкое к исходной стали состояние металла рельсов после наработки тоннажа 691,8 млн т брутто в процессе полигонных испытаний выявляется на расстоянии 10 мм от поверхности выкружки. Отличительной особенностью структуры данного слоя металла рельсов является большое количество изгибных экстинкционных контуров. Этот факт указывает на упруго-пластические искажения кристаллической решетки материала, что может быть вызвано механическим воздействием на металл рельсов в процессе эксплуатации [3].

Концентраторами напряжений исследуемой стали являются внутрифазные и межфазные границы раздела (1) зерен феррита и перлита; (2) пластин цементита и феррита колоний перлита; (3) частиц глобулярного цементита и феррита.

Эксплуатация рельсов сопровождается множественными изменениями структуры металла. На макроуровне это проявляется в формировании сетки мелких трещин контактно-усталостного происхождения, выявляемых на поверхности катания головки рельсов после травления. Со стороны выкружки поверхность катания головки более изношена, на боковой грани наблюдается сплыв металла. По месту дефектов контактно-усталостного происхождения наблюдаются нарушения сплошности, заполненные продуктами коррозии, проходящие под острым углом к поверхности на глубину до 140 мкм. Расстояние между дефектами составляет 700-1100 мкм.

На травленных шлифах с поверхности рабочей выкружки наблюдается значительно деформированная структура на глубину до 200 мкм: величина обезуглероженного слоя с поверхности по сплошной сетке феррита не превышает 250 мкм.

Исследования показывают, что эксплуатация рельсов сопровождается дроблением пластин цементита с последующим их разрушением. Рефлексы карбидной фазы на микроэлектронограмме, полученной с таких пластин, имеют как в радиальное, так и азимутальное размытие, что может свидетельствовать о высоком уровне дефектности кристаллической решетки цементита, а также изменении параметра кристаллической решетки вследствие ухода атомов углерода [4].

Литература

1.Иванов Ю. Ф. Эксплуатация рельсовой стали: деградация структуры и свойств поверхностного слоя / Ю. Ф. Иванов, К. В. Морозов, О. А. Перегудов, В. Е. Громов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59. – № 8. – С. 576-580.

2.Иванов Ю. Ф. Природа деградации структуры поверхности катания рельсов при эксплуатации / Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, А. М. Глезер, О. А. Перегудов, К. В. Морозов // Известия РАН. Серия физическая. – 2016. – Т. 80. – № 12. – С. 1682-1687.

3.Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. – 174 с.

4.Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

****

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СООТНОШЕНИЯ УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ СОСТАВЛЯЮЩИХ РАБОТЫ ДЕФОРМИРОВАНИИ В ДИАПАЗОНЕ МИКРОТВЕДОСТИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ПО ВЕЛИЧИНАМ ВОССТАНОВЛЕННОГО И НЕВОССТАНОВЛЕННОГО ОТПЕЧАТКОВ

Адаскин А.М.[1], Сапронов И.Ю.[2]

[1]Россия, МГТУ «Станкин», tolia.home@list.ru

[2]Россия, ИМЕТ РАН, ilia-ilich@yandex.ru

DETERMINATION THE RATIO OF THE ELASTIC AND PLASTIC COMPONENTS OF THE DEFORMATION WORK IN THE MICRSCALE RANGE BY INDENTATION BY THE SIZES OF RESTORED AND UNNRESTORED IMPRINTS

A.M.Adaskin, I.Yu.Sapronov

Proposed a method for determining the ratio of the elastic and plastic components of the deformation work in the micrascale range. Construction of *F(D,d)*- diagrams:effort - unrestored and restored imprint. The diagram also allows you to estimate the ranges micro and macro hardness different materials

В настоящее время для оценки механических свойств материалов широко используют метод индентирования [1], который вошел в стандарты [2]. К достоинствам метода следует отнести его информативность. Вместе с тем, реализация метода требует сложного специального оборудования, строгого соблюдения условий проведения испытаний для получения воспроизведения характеристик материалов, определенных на разных установках [2]. Это заставляет исследователей разрабатывать методы, базирующиеся на использовании простых приборов с разработкой специальных методик [3, 4].

Цель настоящей работы - разработка методики определения долей упругой и пластической составляющих работы упруго - пластического деформирования при индентировании пирамиды Виккерса.

Методика проведения исследований.

Пробоподготовку выполняли на оборудовании фирмы «Struers». Твердость *HV* и величину диагонали восстановленного отпечатка *d* определяли на микротвердомере Duramin-2 по методу Виккерса. Ошибка среднего значения твердости, полученного по результатам шести измерений, не превышала 6%.

Величину диагонали невосстановленного отпечатка *D* для заданного усилия индентирования *F* рассчитывали по формуле: $D = \sqrt{\frac{1{,}854 \cdot F}{HV_{\text{макро}}}}$ [мм], где $HV_{макро}$ – твёрдость по Виккерсу, определённая при нагрузке 2 кг. Диагональ *D* определяли, исходя из того, что для любой нагрузки, глубина проникновения индентора, определяющая величину невосстановленного отпечатка, соответствует макротвердости $HV_{макро}$, не зависящей от нагрузки.

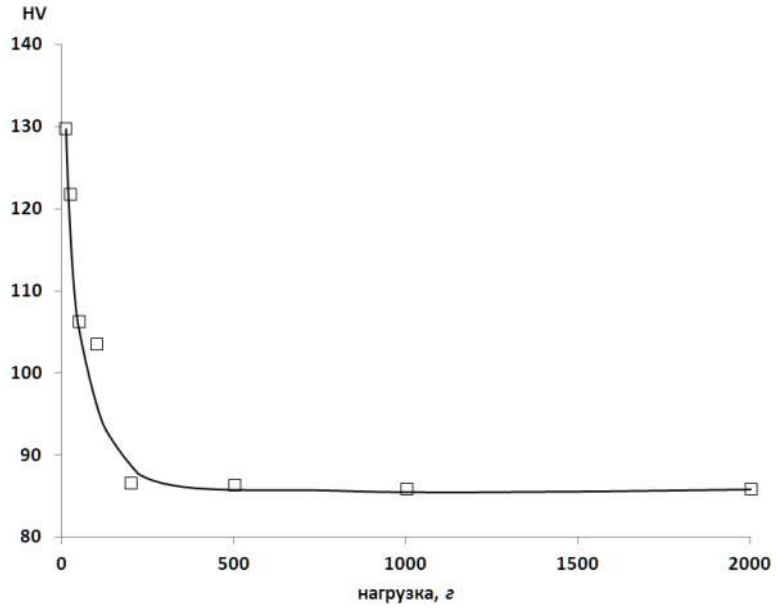


Рис. 1. Влияние нагрузки на твердость технически чистого железа.

Проводили испытания для технически чистого железа, меди, твердого сплава ВК6, получены принципиально одинаковые результаты. Ниже приведены данные только для железа.

Сущность разработанного метода состоит в построении и анализе *F(D,d)*-диаграммы. В диапазоне микротвердости $HV_{микро}$, значения твердости тем больше, чем меньше нагрузка индентирования (размерный эффект, Indentation Size Effect [5, 6]). Это связано с упругим восстановлением отпечатка [5], т.к. твердость определяется после снятия приложенной нагрузки, по восстановленному отпечатку, т.е. влияние упругой деформации материала под воздействием индентора не учитывается. Макротвердость $HV_{макро}$, напротив, не зависит от нагрузки [5]. Для всех исследуемых материалов при определенной нагрузке исчезала зависимость твердости от приложенного усилия (показано на железе - рис. 1).

Зависимость «*F - (D,d)*» была построена следующим образом. Для каждой нагрузки значения диагонали восстановленного отпечатка *d* получали непосредственным измерением с помощью микротвердомера, значения *D* рассчитывали (см. табл.).

Схема диаграммы этого типа приведена на рис. 2. Разница значений *D* и *d* характеризует упругое восстановление при данной нагрузке. Площадь под кривой «*D*» соответствует полной работе деформирования (необходимой для погружения индентора под действующей нагрузкой), площадь под кривой «*d*» - долю пластической составляющей работы деформирования; площадь заштрихованной зоны - долю упругой деформации. Доля пластической составляющей работы деформирования железа составила 93,4%, что совпадает с данными [4].

Диагональ,	Величина отпечатка, мкм при нагрузке, Н							
мкм	0,098	0,245	0,49	0,98	1,96	4,9	9,8	19,6
d	12,0	19,5	30	42	65	104	147	207
D	14,7	23,2	33	46	66	104	147	207

Нагрузка, при которой пересекаются кривые *D* и *d* (т.е. значения отпечатков совпадают), характеризует переход индентирования в диапазон макротвердости. Эти значения неодинаковы для разных металлов, они позволяют не формально, а предметно оценить диапазоны микро- и макротвердости для разных материалов.

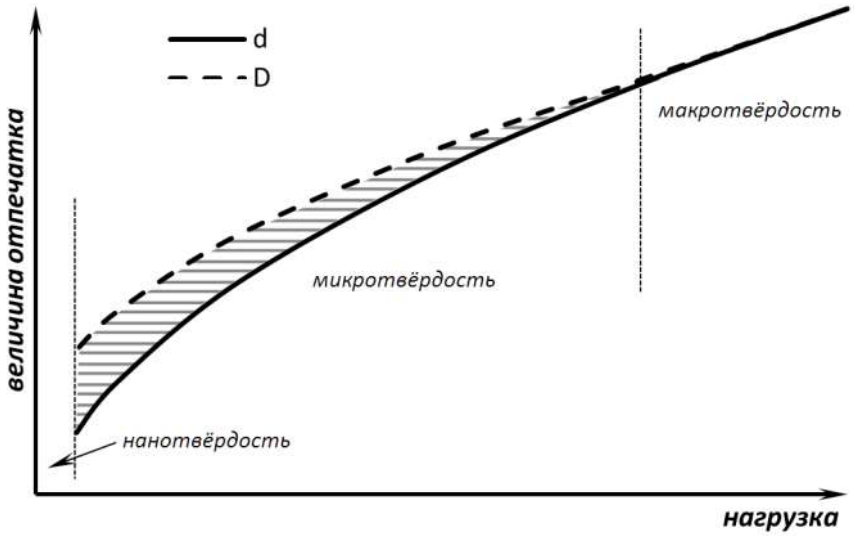


Рис. 2. Зависимость величины невосстанавливаемого D и восстанавливаемого d отпечатков от усилия индентирования (схема «F - (D, d)» - диаграммы).

F(D,d)-диаграмма принципиально отличается от приведенных в литературе [1 - 5] *F(h)*–диаграмм. Это отличие заключается в том, что на диаграмме *F(D,d)* нет кривой разгрузки. Обе кривые диаграммы являются результатом приложения нагрузки. Кривые *D* и *d* характеризуют величины невосстанавливаемого и восстанавливаемого отпечатков, соответственно.

Литература:

1.Oliver W. C., Pharr G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // J. Mater Res. 2004. V.19. № 1. P. 3 – 20.

2.ГОСТ Р 8.748-2011(ИСО 14577-1:2002) Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании.

3.Ю.А. Быков, С.Д. Карпухин, Ю.В. Панфилов, М.К. Бойченко, В.О. Чепцов, А.В. Осипов. Измерение твердости тонких пленок // МиТОМ, № 10, 2003. С.32-35.

4.Ю.В. Мильман, С.И. Чугунова, И.В. Гончарова. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования. Вопросы атомной науки и техники. 2011. №4. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98), С.182-187.

5.Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976, – 230 с.

6.Gerberich W. W. Interpretations of Indentation Size Effects / W.W. Gerberich, N. I. Tymiak, J.C. Grunlan, M. F. Horste-meyer, M. I. Baskes // Journal of Applied Mechanics. - 2002. - Vol. 69. - P. 433-442

****

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ РАСЧЕТА ТОЧНОСТИ И ИССЛЕДОВАНИЕ КРИВИЗНЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА

Бровман Т.В.

Россия, Тверской государственный технический университет, brovman@mail.ru

DEVELOPMENT OF METHODOLOGY FOR CALCULATION OF PRECISION AND THE STUDY OF CURVATURE DURING BENDING DEFORMATION

Brovman T. V.

Abstract. The higher the degree of deformation under bending, the higher accuracy and the lower the dimensional accuracy of workpieces. During the transition to one bending force applied in the middle of the length of the workpiece, precision of its size is sharply reduced.

Основной задачей процессов изгиба является не достижение заданного прогиба, а получение необходимой кривизны заготовок. В трубе или в цилиндрическом сосуде радиусом R с толщиной оболочки h давление газа (или жидкости) p приводит к появлению тангенциальных напряжений равных $\sigma = \frac{p}{Kh}$ „ где K - величина кривизны. Колебания напряжений $\Delta\sigma = -\sigma\frac{\Delta K}{K}$ и колебания кривизны $\frac{\Delta K}{K} = \pm 0{,}1$ вынуждают предусматривать «запасы прочности» и уделять особое внимание усилиям повышению точности кривизны заготовок.

При изгибе заготовки усилием P, приложенным в середине ее длины в зоне пластической деформации кривизна составит $K = \frac{d^2V}{dx^2} = \frac{2a}{l\sqrt{3}}\frac{1}{\sqrt{1-8m\frac{x}{l}}}$, при $l_1 < x \le 0{,}5l, l_1 = \frac{l}{12m}$ максимальной эта величина будет в центре длины заготовки при $x = 0{,}5l$: $K = K_m = \frac{2a}{l\sqrt{3}}\frac{1}{\sqrt{1-4m}}$. При $m \le \frac{1}{6}$ по всей длине реализуется только упругая деформация, а значение $m = \frac{1}{4}$ является для упругопластической среды без упрочнения предельным. После нагрузки остаточная кривизна при $x = 0{,}5l$ будет максимальной и равной: $K_0 = \frac{a}{l}[\frac{2}{\sqrt{3}\sqrt{1-4m}} - 12m]$.

Если задана функция переменных $x_1, x_2, \dots x_n; f\ (x_1, x_2, \dots x_n)$ и эти переменные испытывают изменения на $\Delta x_1, \Delta x_2, \Delta x_3 \dots \Delta x_n$, то возможное отклонение функции: $\Delta f = \sum_{i=1}^{n}\frac{\partial f}{\partial x_i}\Delta x_i$, максимальная величина кривизны при нагрузке составляет: $\frac{\Delta K_m}{K_m} = \frac{\Delta a}{a} - \frac{\Delta l}{l} + \frac{2\Delta m}{(1-4m)} = C_i\frac{\Delta x_i}{x_i} = C_1\frac{\Delta a}{a} + C_2\frac{\Delta l}{l} + C_3\frac{\Delta m}{m}$

Максимальная погрешность K_m равна сумме относительных погрешностей аргументов $C_1 = 1, C_2 = -1, C_3 = \frac{4-12\sqrt{3}(1-4m)^{1,5}}{(2-12m\sqrt{3}\sqrt{1-4m})(1-4m)}$. Отклонения параметров «a» и «l» суммируются $\frac{\Delta a}{a} = 0{,}08; \frac{\Delta l}{l}$ = - 0,06; наибольшее возможное отклонение $\frac{\Delta K_m}{K_m} = 0{,}14$. На графике функции $C_3\ (m)$, рис.1, видна тенденция к увеличению возможных колебаний кривизны с увеличением нагрузки.

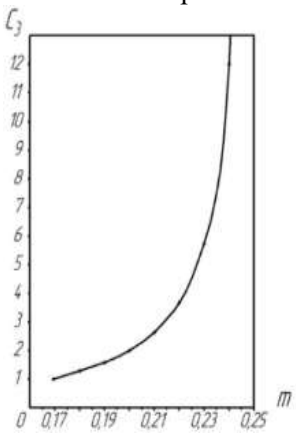


Рис. 1 – График функций $C_3\ (m)$ для кривизны K_0

Возможная погрешность резко возрастает с приближением параметра «m» к его предельной величине m = 0,25 (исследования упругопластического изгиба выполнены совместно с аспирантом А.А.Кутузовым). Возможная величина отклонения ΔK_0 равна:

$$\Delta K_0 = \frac{\Delta a}{l}\left(\frac{2}{\sqrt{3}\sqrt{1-4m}} - 12m\right) - \frac{\Delta l a}{l^2}\left(\frac{2}{\sqrt{3}\sqrt{1-4m}} - 12m\right) + \frac{a}{l}\left[\frac{2}{\sqrt{3}\left(\sqrt{1-4m}\right)^{1,5}} - 12m\right]$$

Функция $C_3(m)$имеет минимум при m =0,225, небольшое отклонение параметра нагрузки $\frac{\Delta m}{m}$ порядка 0,01−0,02 может вызвать погрешность в величинах остаточной кривизны в 50 –100 раз выше.

Литература:

1. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 1. Curvature of sheet.CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. pp. 37-40.

2. Shinkin V.N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 2. Forces and moments.CIS Iron and Steel Review. 2016. Vol. 12. pp. 40-44.

3. Shinkin V.N. Geometry of steel sheet in a seven-roller straightening machine.Steel in Translation. 2016. Vol. 46. No. 11. pp. 776-780.

****

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА РЕЖУЩИХ АЛМАЗНЫХ ЗЕРЕН НА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ АЛМАЗНОГО СВЕРЛА

Васильева М.И., Шарин П.П., Винокуров Г.Г., Федоров М.В.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Россия

vasileva_mi@mail.ru

Vasilyeva M.I., Sharin P.P., Vinokurov G.G., Fedorov M.V.

In this paper the quantitative assessment of projecting active diamond particles on the working surface of trial diamond drill with a ceramic-metal matrix during its operation was done.

Основным параметром, характеризующим рельеф и определяющим уровень режущей способности абразивного инструмента, является высота выступания абразивных зерен над уровнем связки. Как показывает обзор литературы, универсального и надежного метода определения формирования рабочей поверхности инструмента не существует. Отсутствие общего научно-обоснованного подхода приводит к многочисленным частным задачам по видам и типам алмазного инструмента [1-3].

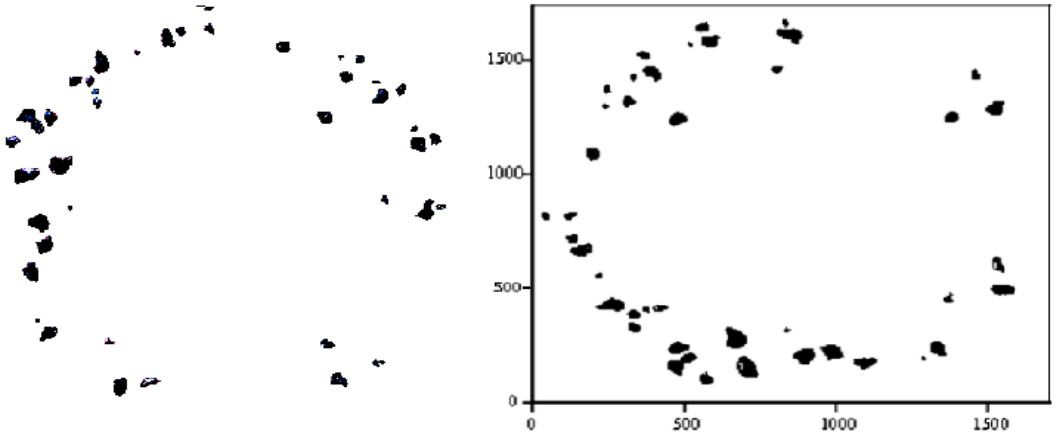
Целью данной работы является установление количества алмазных частиц на рабочей поверхности алмазного сверла с металлокерамической матрицей системы WC-Co-Cu в натурных условиях эксплуатации инструмента.

В работе проведена оценка активных алмазных частиц на рабочей поверхности опытного алмазного сверла при его эксплуатации в натурных условиях. Предложенный в работе метод определения количества режущих алмазных зерен позволяет прогнозировать служебные свойства алмазного инструмента с металлокерамической матрицей.

Для этого изучено содержание выступающих алмазных частиц на рабочей поверхности опытного алмазного сверла с металлокерамической матрицей (порошок матрицы ВК6 и алмазный порошок марки А7К10 зернистостью 400/315 весом 0,42 карата) в зависимости от времени работы при эксплуатации инструмента в натурных условиях. Обоснование для разработки материала, технологические операции получения опытного алмазного сверла описаны на работе [4]. В работе исследованы алмазные частицы на рабочей поверхности алмазного сверла с 25% концентрацией алмазного сырья (≈6% по объему материала) и зернистостью 400/315.

Металлографические исследования структуры поверхности трения алмазосодержащего порошкового материала проводились на микроскопах «Neophot-32», «Stemi 2000-C» и «Axio Observer». В работе использован метод подсчета активных алмазных частиц на рабочей поверхности алмазного сверла с помощью стереофотографирования. Потенциально активные зерна, находящиеся

под связкой, в данном методе не учитываются. Для подсчета алмазных частиц на поверхности трения использовался метод оцифровки планиметрических изображений рабочей поверхности сверла переводом в бинарный матричный формат с помощью программы MathCad (рис. 1). Это позволяет



а) *б)*

Рис.1 Металографическое изображение поверхности алмазного сверла а) – исходное; б) – бинарное матричное (повернуто против часовой стерлки)

точно определить размеры, формы и общее содержание алмазных частиц на рабочей поверхности алмазного сверла.

Как установлено металлографическими исследованиями, количество активных алмазных зерен меняется в зависимости от времени сверления. Для расчета числа алмазных зерен находящихся на рабочем слое поверхности примем его глубину равной половине среднего диаметра алмазного зерна $h = d_{ср}/2$. Выбор такой глубины обусловлен тем, что алмазные зерна, погруженные в связку на глубину меньше половины их диаметра можно не учитывать, так как они из-за слабого сцепления со связкой не смогут участвовать в процессе сверления. В работе активные алмазные зерна подсчитаны с использованием цифровых изображений рабочей поверхности сверла (рис. 1). Для этого сначала планиметрическим методом с помощью программы MathCad определены содержания алмазов в матричных цифровых изображениях (рис. 1). При этом матричные изображения представляют собой квадраты со сторонами, равными внешнему диаметру алмазного сверла. Тогда содержание алмазного сырья на рабочей поверхности алмазного сверла выражается следующей формулой:

$$k = \frac{4p}{\pi(1-\frac{r^2}{R^2})}, \quad (1)$$

где p – содержание алмазов в цифровом матричном изображении; r,R – внутренний и внешний радиусы алмазного сверла.

Выявлено изменение количества активных алмазных зерен на рабочей поверхности опытного алмазного сверла в зависимости от времени сверления. Количество выступающих алмазных частиц в исходном состоянии является меньшим, с началом работы сверла начинается процесс обнажения режущих граней алмазных частиц из связки. При этом регулярное увеличение и уменьшение количества алмазных частиц указывает на процесс самозатачивания, который обеспечивает работоспособность алмазных инструментов при эксплуатации. Это и является основным преимуществом от других видов обрабатывающих инструментов.

В процессе сверления наблюдается снижение уровня содержания алмазного сырья на рабочей поверхности от объемного содержания, которое составляет ≈6%. Это объясняется высокими пластичными свойствами матрицы системы WC-Co-Cu; в технологии получения пропитанная медь прочно обволакивает алмазные частицы [4].

Содержание алмазов в поверхностном слое определяет число режущих зерен на единице рабочей поверхности алмазных инструментов, объем промежутков и размеры мостиков связки между зернами, поэтому изменение содержания приводит к изменению условий работы.

Вывод

Установлено содержание алмазных частиц на рабочей поверхности алмазного сверла с металлокерамической матрицей системы WC-Co-Cu в натурных условиях эксплуатации инструмента. Для подсчета алмазных частиц предложено использовать метод планиметрирования в MathCad металлографических изображений рабочей поверхности сверла. Выявлено, что зависимости от времени количества активных алмазных зерен и содержания алмазного сырья на рабочей поверхности сверла являются качественно схожими. Наблюдается снижение уровня содержания алмазного сырья на рабочей поверхности от объемного содержания, которое составляет ≈6%. Это объясняется высокими пластичными свойствами матрицы системы WC-Co-Cu, когда пропитанная медь прочно обволакивает алмазные частицы.

Литература

Редько С.Г., Королев А.В. Расположение абразивных зерен на рабочей поверхности шлифовального круга. - Станки и инструмент, 1970, № 5.- С. 40-41.

Nakayama Karuo. Taper print method for the measurement of grinding wheel surface. Bull. Jap. Soc. Prices. Eng., 1973, 7, №2. - С. 59-60.

Носенко В.А., Федотов Е.В., Даниленко М.В. Математическое моделирование износа зерен скалыванием с использованием марковских случайных процессов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Машиностроение». 2015. Т15. №2. С. 20-31.

Шарин П.П., Гоголев В.Е., Атласов В.П., Федоров М.В., Прядезников Б.Ю., Шапошников Г.И., Винокуров Г.Г. Разработка технологических процессов изготовления алмазного сверла на металлокерамической матрице / Труды VI евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата: Т.2. Материалы. Якутск, 24-29 июня 2013 г. Якутск: Ахсаан, 2013. С.237-241.

****

МАСШТАБНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПОРОГА ПЕРКОЛЯЦИИ И ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ НАНООБЛАСТЕЙ

Грабар И.Г.,

Житомирский национальный агроэкологический университет, Украина

ivan-grabar@rambler.ru

Выявлено и количественно описано влияние масштаба на порог перколяции и фрактальную размерность нанообластей. Показано, что граница между масштабно-зависимой и независимой областью лежит в диапазоне значений L=20…40. Подтверждено выполнение декартового приближения проф..Грабара зависимости порога перколяции P* от фрактальной размерности пространства D: P*= 1 – ln((D+1)/2) и приведены примеры его использования для прогнозирования свойств наночастиц.

Ключевые слова: нанообласти; порог перколяции; фрактальная розмерность; соединяющий кластер.

Экспериментальное исследование вероятности образования соединяющих кластеров в D-мерной перколяции на конечномерных областях позволило выявить область сильной зависимости порога перколяции P* и фрактальной размерности D от масштаба [1].

При этом для декартовых решеток экспериментальные значения порога перколяции прекрасно согласуются с полученным ранее декартовым приближением проф.Грабара [2-3] :

$$P_* = 1 - \ln\frac{D+1}{2} \qquad (1)$$

В докладе показано, что вероятность образования соединяющего кластера W на конечномерной области хорошо описывается моделью Ферхлюйста, свойственной процессам в условиях конкуренции за ограниченные ресурсы [2-3]

$$\frac{dW}{dp} = W(W_{\max} - W) \qquad (2)$$

решение которой дает:

$$W = \frac{1}{1 + e^{L(p - p_*)}} \qquad (3)$$

где p - вероятность заполнения локальной области, p* - его пороговое значение (порог перколяции), L – характерный размер конечномерной области (количество элементарных клеток на перколяционном поле, или количество структурных элементов).

На рис.1 показана типичная зависимость порога перколяции от характерного размера области L, на которой можно выделить две характерных области – I – сильной (гиперболической) зависимости порога перколяции от масштаба; II – практически независимости от масштаба. Области I и II разделяет значение параметра L=20…40

Зависимость рис.1 и соотношения (1)-(3) позволили получить зависимость фрактальной размерности наномерных областей от масштаба (рис.2). Это позволяет, во-первых, провести четкую границу особенного поведения нанообъектов, и во-вторых, предложить еще одну гипотезу особенностей протекания процессов на нано уровне (например, резкое изменение температуры плавления наночастиц), посколько изменяется фрактальная размерность, и обычные законы физики макромира, полученные для 3-мерной геометрии, притерпевают существенные корректировки при D<3.

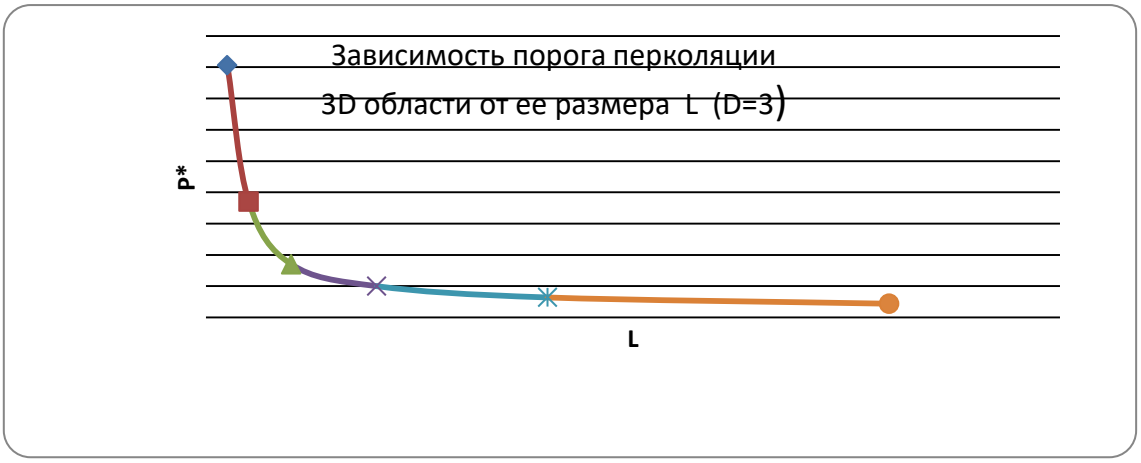


Рис.1

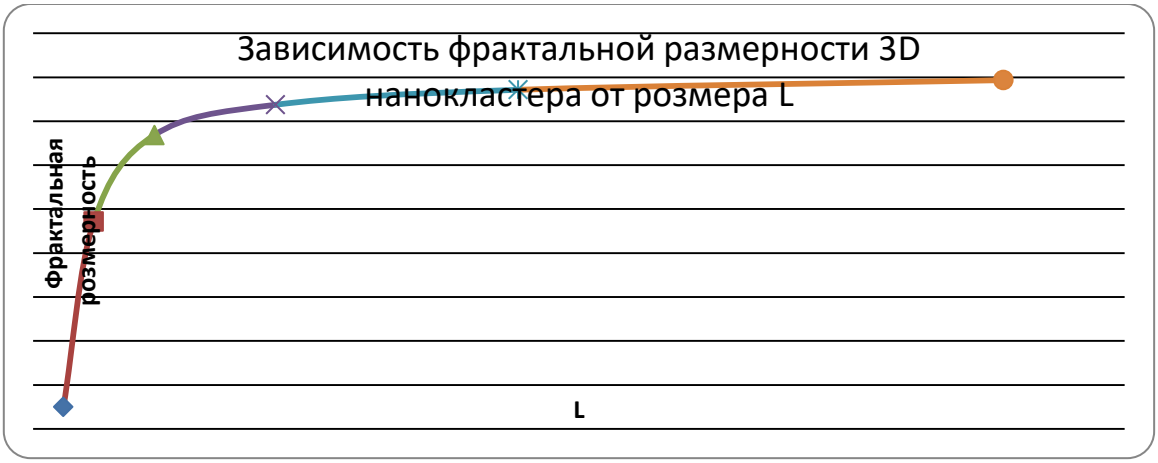


Рис.2

Литература:

1.Грабар И.Г., Грабар О.И., Гутниченко А.А., Кубрак Ю.А. Перколяционно-фрактальные материалы. – Житомир. – ЖГТУ. – 2007. – 354 с.

2.Грабар И.Г. Перколяционно-фрактальные модели в современном материаловедении. – Научные записки ЛНТУ. – Луцк. – 2015

3.Ivan G. Grabar, Olga I. Grabar, Yuri O. Kubrak, Mykola M. Marchuk Chaos and a quantitative modeling of the kinetics of phase transitions on the final measure areas. – The 10 CHAOS International Conference. - Barselona.- 2017/ http://www.cmsim.org/

****

ОСОБЕННОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ

Зимин Б.А.[1], Свентицкая В.Е.[2], Смирнов И.В [3], Судьенков Ю.В.[3]

[1]Россия, Институт Проблем Машиноведения РАН, bazimin@mail.ru

[2]Россия, Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ» имени Д.Ф.Устинова, vsvent@yandex.ru

[3]Россия, Санкт-Петербургский Государственный Университет, y.sudenkov@yandex.ru

FEATURES OF ENERGY DISSIPATION FOR QUASISTATIC DEFORMATION OF METALS

B.A.Zimin, V.E.Sventitskaya, I.V.Smirnov, Y.V.Sudenkov

The paper presents the results of experimental studies of dissipation processes during deformation of metallic samples from copper M1, aluminum alloy D16AM, titanium BT1 and steel 12X18H10T at different speeds of deformation. The results of the experiments demonstrated a significant dependence of the heat release rate on the rate of deformation.

Для описания пластического течения и деформационного упрочнения обычно используют понятие энергетического баланса пластической деформации, рассматривая такие её компоненты, как выделяющееся тепло, латентная (скрытая) энергия.

Суммарный вклад этих составляющих по отношению к величине работы, затраченной на деформирование, описывается обычно коэффициентом Тейлора β [1-3].

Для проверки существующих представлений были проведены экспериментальные исследования процессов тепловыделения при деформировании металлов при четырёх скоростях движения активного захвата испытательной машины 5, 10, 20, 50 мм/мин, что соответствует диапазону скоростей $\dot{\varepsilon} \sim 10^{-3} \div 10^{-2}$ 1/с.

Механические испытания проводились при комнатной температуре на стандартных плоских образцах с размером рабочей части $50 \times 5 \times 2$ мм из меди М1, магниевого сплава А231В, титана ВТ1, стали 12Х18Н10Т на универсальной испытательной машине SHIMADZU AG-X50. Тепловое излучение регистрировалось тепловизионной камерой ThermaCAM® SC 300 с частотой съёмки 50 Гц.

На рис. 1а приведён кадр тепловизионной съёмки и обозначена область, по которой определялись изменения средней температуры в процессе деформирования. На рис.1b представлены зависимости изменения температуры в образцах магниевого сплава А231В при скоростях деформирования 5, 10, 20, 50 мм/мин.

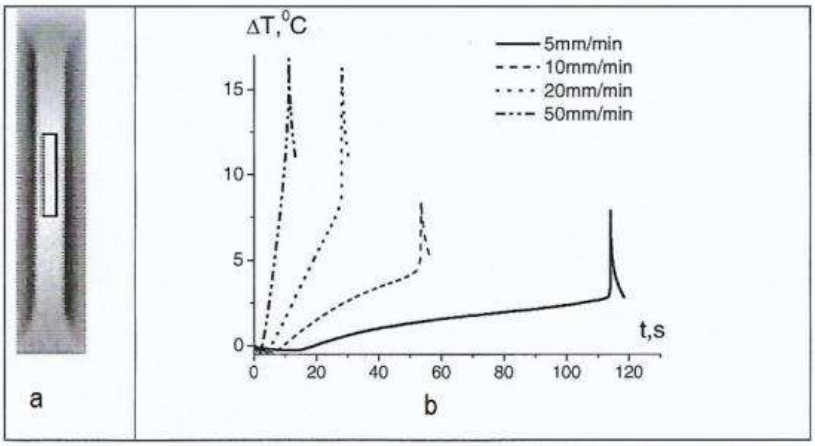


Рисунок 1. Кадр тепловизионной съёмки в процессе деформирования образца магниевого сплава А231В – а; графики изменения температуры при различных скоростях деформирования.

Проведённые эксперименты показали тесную взаимосвязь процессов структурных преобразований в металлах, обусловленных локализации поля деформаций совместно с процессом тепловыделения.

Используя методы термодинамики необратимых процессов можно записать соотношение для $1-\beta$ в виде:

$$1-\beta=\frac{\rho\left(S\frac{\partial T}{\partial t}+\frac{\partial F}{\partial t}\right)}{\sigma:\varepsilon^{p}}, \qquad (1)$$

где $\beta=\frac{\Psi}{\sigma:\varepsilon^{p}}$ представляет собой отношение плотности диссипации к мощности пластического деформирования; ρ - плотность материала, F - свободная энергия, S энтропия, T - абсолютная температура.

Проведённые эксперименты показали качественное согласие выражения (1) - с ростом скорости деформации в энергетическом балансе уменьшается доля латентной энергии. Однако для конкретизации зависимости латентной энергии от скорости деформации нужна дальнейшая детализация свободной энергии, как функционала, описывающего изменения микроструктуры в процессе деформирования и учитывающего иерархию масштабных уровней структурных преобразований.

Результаты экспериментов показали значительную зависимость тепловыделения от скорости деформации при отсутствии её влияния на поведение диаграммы $\sigma(\varepsilon)$ для всех исследованных металлов в диапазоне скоростей $\dot{\varepsilon}\sim 10^{-3}\div 10^{-2}$ 1/с.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 15-19-00182.

Литература:

1.G. I. Taylor and H.Qunnney, “The Latent Energy Remaining in a Metal after Cold Working,” Proceedings of the Royal Society A, London, Vol. 143, 1934, pp. 307-326.

2. .P. Rosakis, A. J. Rosakis, G. Ravichandran and J. Hodowany, “A Thermodynamic Internal Variable Model for the Partition of Plastic Work into Heat and Stored Energy in Metals,” Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 48, 2000, pp. 581-607.

3.Плехов О.А., Наймарк О.Б., Saintier N., Palin-LucT. Упругопластический переход в железе: структурные и термодинамические особенности // ЖТФ, 2009, том: 79, № 8, - С. 56 -61.

****

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Семенова И.П.[2], Клевцова Н.А.[1], Мерсон Е.Д.[1], Пигалева И.Н.[1], Линдеров М.Л.[1]

[1)]Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, Klevtsov11948@mail.ru

[2)]НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, rzvaliev@yahoo.com

Целью настоящей работы является определение комплекса механических свойств, а также исследование механизма разрушения титанового сплава ВТ6 в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии с двухфазной (α + β) структурой в сравнении с исходным крупнозернистым (КЗ) состоянием сплава.

Материал и методики исследования. Титановый сплав ВТ6 (5,95 % V; 5,01 % Al; 89,05 % Ti) исследовали в исходном КЗ состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в УМЗ состоянии. Исходное состояние сплава получено путем горячей прокатки заготовок. Технология проведения РКУП: заготовку из сплава подвергали гомогенизационному отжигу, затем проводили закалку в воду с температуры 960 ^{0}С, отпуск при 675 ^{0}С в течение 4 часов, РКУП при 650 ^{0}С (маршрут Вс, угол между каналами оснастки для РКУП φ = 120^0, количество проходов n = 6).

Тонкую структуру сплава после РКУП изучали в просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM2100. Твердость измеряли на твердомере ТН300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ при комнатной температуре и в среде жидкого азота (–196 ^{0}С). Скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Испытания на статическую трещиностойкость образцов толщиной 10 мм проводили по схеме трехточечного изгиба согласно ГОСТ 25.506–85 на установке Instron 8802 при температуре –196 ^{0}С. Испытания сплава на ударный изгиб с определением ударной вязкости (KCV) проводили на маятниковом копре JB-W300 в интервале температур от –196 до 500 ^{0}С, согласно ГОСТ 9454–78 и ГОСТ 22848–77. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе ZEISS SIGMA.

Полученные результаты. Структура исходной заготовки представляет собой типичную для горячекатаных прутков смешанную глобулярно-пластинчатую структуру: первичная α-фаза в виде равноосных зерен с размером (15 ± 5) мкм и области с пластинчатой (α + β) структурой. Объемная доля глобулярной составляющей α-фазы была около 65 %. Термическая обработка и РКУП сплава привели к уменьшению размера первичных зерен α-фазы до 5 мкм. Доля УМЗ структуры со средним размером зерен/субзерен α-фазы (240 ± 60) нм составляла около 70 %.

Из таблицы 1 видно, что РКУП по вышеуказанным режимам повышает твердость сплава ВТ6 в 1,1 раза, прочностные свойства в 1,2 раза, однако снижает пластичность в 1,4 раза.

Таблица 1 – Средний размер зерна и механические свойства сплава ВТ6

Состояние сплава	T, ^{0}C	$d_{ср.}$, мкм	HRC	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Исходное состояние	20	15 ± 5	34	950 ± 20	849 ± 30	12,0 ± 1,5
	–196	–	–	1577 ± 25	1476 ± 35	11 ± 1
После РКУП	20	0,24 ± 0,06	36	1090 ± 30	990 ± 40	8,0 ± 0,3
	–196	–	–	1770 ± 25	1723 ± 30	7,0 ± 0,5

Таблица 2 – Статическая трещиностойкость сплава и критерии реализации условий ПД

Состояние сплава	K_{1C}, МПа·м$^{1/2}$	$t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$	δ, %	P_{max}/P_Q
Исходное состояние	48,0 ± 2,9	9,5	0,51	1,0
После РКУП	34 ± 1	26	0,00	1,0

Статическая трещиностойкость сплава ВТ6 после РКУП по вышеуказанным режимам (в состоянии УМЗ) в 1,4 раза ниже, чем в исходном состоянии (табл. 2). Анализ критериев реализации условий плоской деформации (ПД) в образцах при испытании их на статическую трещиностойкость показал (табл. 2), что, независимо от состояния сплава, все критерии удовлетворяют условию ПД.

Все полученные изломы матовые, ровные, однородные. Губы среза и утяжка практически отсутствуют (рис. 1 а, г). Последнее может служить дополнительным критерием реализации условий плоской деформации. В области страгивания статической трещины зона вытяжки θ отсутствует (рис. 1 б, д). При большом увеличении видно (рис. 1 в, е), что статические разрушение сплава ВТ6 при температуре -196 ^{0}С происходит с образование микрорельефа, состоящего из гладких ямок.

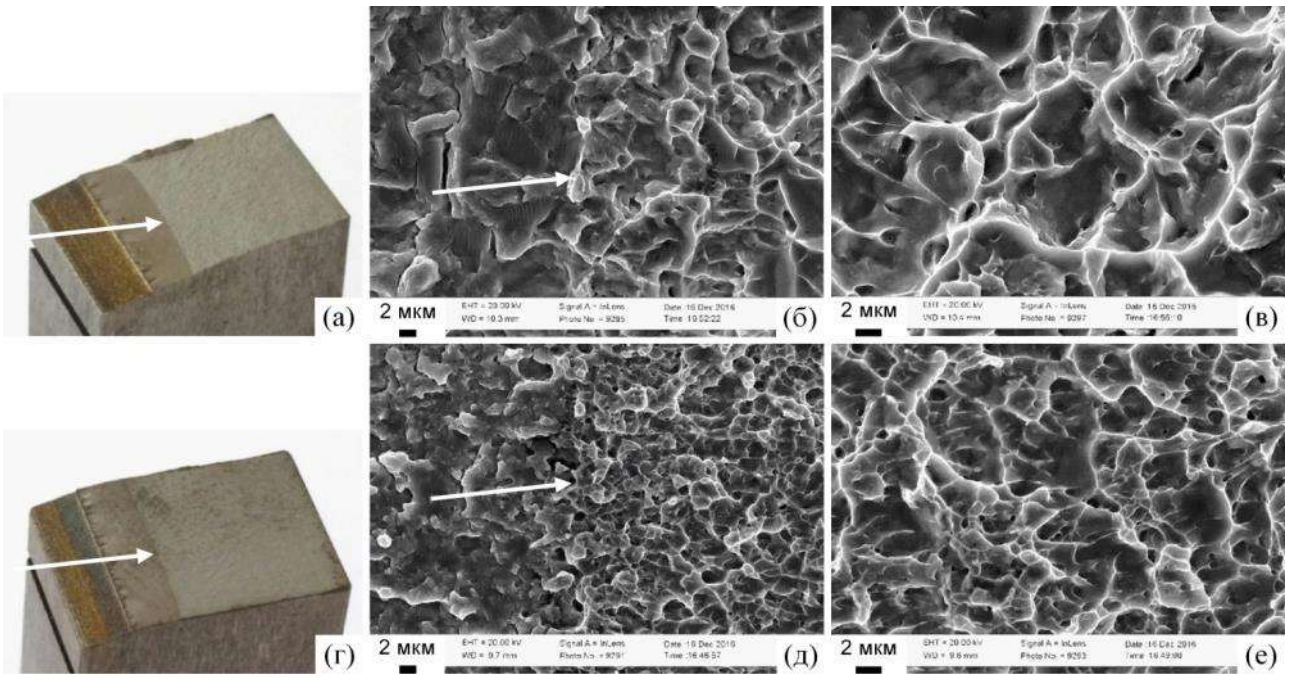


Рисунок 1 – Общий вид изломов сплава ВТ6 (а, г) и микрорельеф в области страгивания статической трещины (б, д) и в области статического разрушения (в, е). а–в – сплав в исходном КЗ состоянии; г–е – сплав после РКУП в УМЗ состоянии. Стрелками показана область страгивания статической трещины. б, д – х2000; в, е – х3000.

Результаты испытания образцов из титанового сплава ВТ6 на ударную вязкость показали, что с повышением температуры испытания от –196 до 200 ^{0}С ударная вязкость (KCV) сплава как в исходном (КЗ) состоянии, так и после РКУП (в УМЗ состоянии) практически совпадает между собой (рис. 2). При температурах испытания 300 и 500 ^{0}С образцы не разрушились полностью (рис. 2).

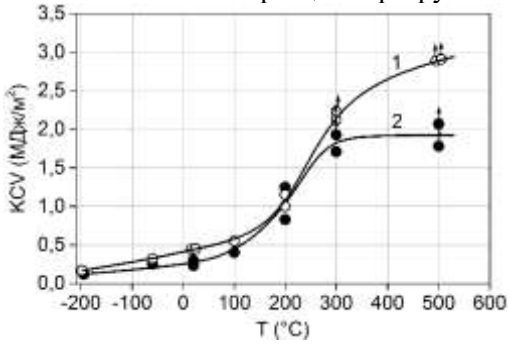


Рисунок 2 – Температурная зависимость ударной вязкости (KCV) сплава ВТ6 в исходном состоянии (1) и после РКУП (2)

Выводы

РКУП по вышеуказанным режимам повышает твёрдость сплава ВТ6 в 1,1 раза, прочностные свойства в 1,2 раза, снижая пластичность в 1,4 раза по сравнению с исходным состоянием.

Статическая трещиностойкость сплава ВТ6 с УМЗ структурой, полученной путем РКУП равна (34 ± 1) МПа·м$^{1/2}$, а сплава в исходном состоянии – (48,0 ± 2,9) МПа·м$^{1/2}$.

Несмотря на снижение пластичности сплава ВТ6 после РКУП, значение ударной вязкости (KCV) сплава с УМЗ структурой практически не отличается от KCV сплава с КЗ структурой в интервале температур испытания от –196 до 200 ^{0}С, что положительно характеризует сплав с позиции конструктивной прочности.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р_поволжье_а).

****

ЗАКОНОМЕРНОСТИ КОРРОЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ

Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Кушнаренко В.М.[3], Клевцова Н.А.[1], Мерсон Е.Д.[1], Ганеев А.В.[2], Пигалева И.Н.[1]

[1)]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,* Klevtsov11948@mail.ru

[2)]*НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,* rzvaliev@yahoo.com

[3)]*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,* vmkushnarenko@mail.ru

Целью настоящей работы является установление закономерностей влияния твердости, прочности и пластичности наноструктурированных сталей с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой на скорость и механизм коррозии в сероводородсодержащей среде в сравнении со сталями с крупнозернистой (КЗ) структурой.

Материал и методики исследования. В качестве исследуемых материалов были использованы низколегированная трубная сталь 09Г2С (0,09 % C; 1,26 % Mn; 0,64 % Si) и углеродистые стали: сталь 10 (0,11 % C) и сталь 45 (0,45 % C). Все стали исследовали в исходном КЗ состоянии и УМЗ состоянии, полученном путем равноканального углового прессования (РКУП) и интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Сталь 45 дополнительно исследовали в КЗ состоянии после закалки и высокого отпуска. РКУП стали 09Г2С проводили по следующему режиму: гомогенизационный отжиг при 820 ^{0}C + закалка в воде + отпуск при 450 ^{0}C + РКУП-конформ при 20 ^{0}C (маршрут Вс, количество проходов n = 4, угол между каналами установки для РКУП $\varphi = 120^0$) + отжиг при 350 ^{0}C в течение 10 минут для снятия внутренних напряжений. РКУП стали 10 проводили при температуре 200 ^{0}C, маршрут Вс, n = 4, $\varphi = 120^0$. ИПДК проводили при температуре 350 ^{0}C, давлении p = 6 ГПа, количестве оборотов m = 10. РКУП стали 45 проводили по режиму: закалка с температуры 800 ^{0}C в воду + средний отпуск (350 ^{0}C) + РКУП при температуре 350 ^{0}C, маршрут Вс, n = 6, $\varphi = 120^0$. ИПДК проводили по режиму: нагрев до температуры 810 ^{0}C + закалка в воде + ИПДК при температуре 350 ^{0}C, p = 6 ГПа, m = 10 об., скорость вращения образца V = 0,2 об./мин.

Тонкую структуру УМЗ сталей после РКУП и ИПДК исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM2100. Испытания материалов на твердость проводили на твердомере ТН300; испытания на микротвердость – на скретч-тестере Nanovea с нагрузкой 0,025 кг. Статическое растяжение образцов проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ.

.

Таблица 1 – Количество углерода, средний размер зерна, механические свойства и средняя скорость коррозии сталей в сероводородсодержащей среде

Сталь	C, %	Состояние стали	$d_{ср.}$, мкм	HB/ $(HV\ 0{,}025)_{ср.}$	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	V_k, г/ч·м^2
09Г2С	0,09	Исходное	20	143/–	485	354	40	0,224
		РКУП-конформ	0,6	255/–	838	461	13	0,396
Сталь 10	0,11	Исходное	15	121/(171)	460	350	25	0,298
		РКУП	0,3	235/–	1028	989	8	0,334
		ИПДК	0,03–0,12	–/(338)	–	–	–	0,492
Сталь 45	0,45	Исходное	10	204/(297)	470	245	17	0,400
		Закалка + высокий отпуск	–	302/–	985	839	8	0,765
		РКУП	0,56	346/–	1171	1064	5	0,785
		ИПДК	0,12–0,15	–/(600)	–	–	–	0,577

Определение скорости коррозии образцов проводили согласно ГОСТ 9.908–85. В качестве коррозионной среды применяли водный раствор NACE. Перед испытаниями, а также после испытаний и удаления продуктов коррозии с поверхности образцы взвешивали на аналитических весах с точностью до 4-го знака и определяли скорость коррозии V_k, г/м^2·ч, по формуле $V_k = (m_1 - m_2) / S \cdot t$, где m_1 – масса до испытаний, г; m_2 – масса после испытаний, г; S – площадь поверхности образца, м^2; t – время выдержки в растворе, час. Исследование поверхности образцов после коррозионного воздействия проводили с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа LEXT OLS4000.

Результаты исследований и их обсуждение. Средний размер зерна, механические свойства и средняя скорость коррозии исследуемых сталей в сероводородсодержащей среде в различном состоянии представлены в таблице 1

Результаты коррозионных исследований сталей показали, что при воздействии коррозионной среды на КЗ стали в исходном состоянии, доминирующим механизмом коррозии является общая и межзеренная коррозия; с увеличением в стали углерода появляется язвенная коррозия. После РКУП, помимо общей коррозии, имеют место коррозия пятнами и язвенная коррозия. После ИПДК и коррозионного воздействия имеют место те же механизмы коррозии, что и после РКУП, однако их соотношения, а также форма коррозионных язв, зависят от расстояния до центра дисковых образцов.

Рассмотрим влияние количество углерода и механических свойств исследуемых сталей после различных видов обработки на коррозионную стойкость данных сталей. Результаты исследования показали, что с увеличением количества углерода в КЗ сталях, подвергнутых нормализации, и в УМЗ сталях после РКУП скорость коррозии возрастает. При одном и том же значении твердости, прочности и пластичности коррозионная стойкость сталей с УМЗ структурой, полученной путем РКУП, выше, чем в сталях с КЗ структурой (т.к. скорость коррозии ниже, чем в сталях с КЗ структурой) (рис. 1). При одном и том же увеличении твердости (или микротвердости) сталей большее приращение скорости коррозии проявляют стали после ИПДК по сравнению со сталями после РКУП и сталями с КЗ структурой.

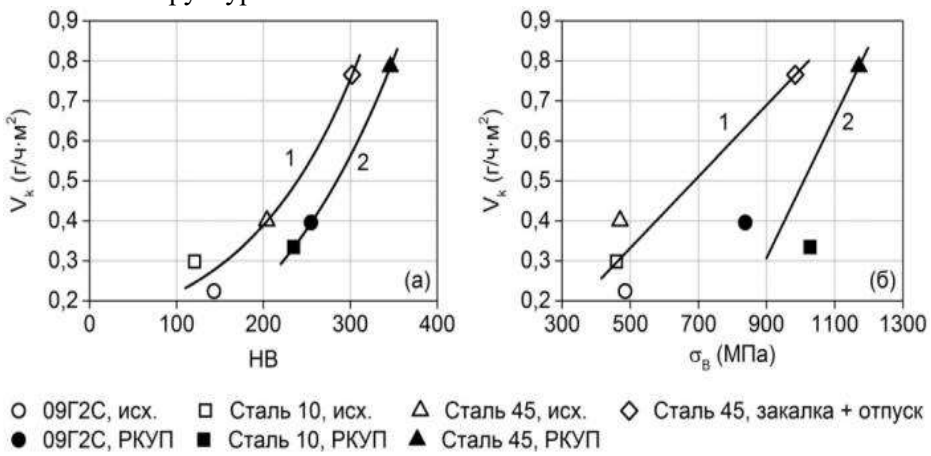


Рисунок 1 – Зависимости скорости коррозии от твердости (а) и прочности (б) сталей с КЗ структурой (светлые точки, кривые 1) и с УМЗ структурой после РКУП (темные точки, кривые 2).

Выводы

С увеличением количества углерода в КЗ сталях, подвергнутых нормализации, и УМЗ сталях после РКУП скорость коррозии в водородсодержащей среде возрастает.

При одном и том же значении твердости, прочности и пластичности коррозионная стойкость сталей с УМЗ структурой, полученной путем РКУП, выше, чем в сталях с КЗ структурой, (т.к. скорость коррозии ниже).

При одном и том же увеличении твердости (или микротвердости) сталей большее приращение скорости коррозии проявляют стали после ИПДК по сравнению со сталями после РКУП и сталями с КЗ структурой.

При воздействии коррозионной среды на КЗ стали в исходном (нормализованном) состоянии доминирующим механизмом коррозии является общая и межзеренная коррозия; с увеличением в стали углерода появляется язвенная коррозия. В УМЗ сталях, полученных после РКУП, помимо общей коррозии, имеют место коррозия пятнами и язвенная коррозия. Причем с увеличением количества углерода в УМЗ сталях количество коррозионных язв увеличивается. В УМЗ сталях после ИПДК и коррозионного воздействия имеют место те же механизмы коррозии, что и после РКУП и коррозионного воздействия, однако их соотношение, а также форма коррозионных язв зависят от расстояния до центра дисковых образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301_а).

****

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕДИЦИНСКОГО НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА С ЭПФ В СТАТИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ.

Колмакова А.А., Насакина Е.О., Серёгин А.В., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Леонов А.В., Каплан М.А., Леонова Ю.О., Ковалева Е.Д., Конушкин С.В., Севостьянов М.А., Симаков С.В., Колмаков А.Г.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, fairy.anastasiya@mail.ru

SCIENTIFIC RESEARCH OF CORROSION RESISTANCE OF A MEDICAL NANOSTRUCTURED ALLOY WITH SHAPE MEMORY EFFECT UNDER STATIC CONDITIONS.

Kolmakova A.A. Nasakina E.O., Seryogin A.V., Baikin A.S., Sergiyenko K.V., Leonov A.V., Kaplan M.A., Leonova Yu.O., Kovaleva Ye.D., Konushkin S.V., Sevost'yanov M.A., Simakov S.V., Kolmakov A.G

Abstract. Nanostructural nitinol was investigated before and after immersion for the long period of time in the solutions simulating physiological liquids. Structure and composition were defined by SEM, PEM, Auger spectroscopy. The basis of a material - B2 phase in the form of fibers with a diameter of 30-70 nm. Polishing promotes formation of a thin uniform titanium dioxide surface layer, which is thickening after immersion in solutions, annealing – unchanging thick and non-uniform. Concentration of metals in solution defined by the AIS with IP. The highest ions release was in the most acid solution, in NaCl the release of ions slows down, in other sour environments – it is few, in the alkaline environment corrosion isn't observed. Polishing increases corrosion resistance, annealing worsens. The nanostructure promotes a smaller exit of nickel ions.

Введение.

Ряд тяжелых заболеваний связан с сужением и непроходимостью участков систем, без которых невозможна жизнь человека: дыхательной, пищеварительной, выделительной, сердечно-сосудистой. Для лечения используются медицинские изделия, в т.ч. типа «стент», которые имплантируются в человеческий организм для устранения непроходимости или сужения участков систем и восстановления нормальной циркуляции физиологических потоков [1]. Для их производства уже десятилетия используется материал нитинол, так как он обладает эффектом памяти формы (идеально подходящим для производства самораскрывающихся эндоваскулярных медицинских имплантатов) и механическими характеристиками, подобными поведению живых тканей (сверхэластичность, закон запаздывания) [2-3]. Поскольку в живом организме присутствуют среды самой различной кислотности и состава, крайне важны изучение и учет его коррозионной стойкости [4-5].

Целью данной работы было исследовать состав, структуру и коррозионную стойкость поликристаллического нитинола с наноразмерными зернами до и после выдержки в буферных растворах, моделирующих кислотность физиологических жидкостей, в статических условиях за длительный период времени.

Материалы и методики исследований.

Материалом для исследований служили проволоки диаметром 280 мкм из наноструктурного никелида титана состава 55,91 мас. % Ni – 44,03 мас.% Ti.

С целью определения эффекта механической обработки поверхности на коррозионные свойства и в качестве подготовки для создания композита проволоки в исходном состоянии подвергали последовательной шлифовке поверхности наждачной бумагой зернистостью от 180 до 1000 grit и конечной обработке пастой Гои до зеркальной поверхности. Для конечной стабилизации B2 фазы никелида титана и придания формы проволоки в исходном состоянии подвергали отжигу при 450°С в течение 15 минут на воздухе. Диаметр проволоки не менялся.

Для исследования микроструктуры проволок проводили предварительное травление поверхности в смеси следующего состава: (1мл HF + 2мл HNO3 + 47 мл H2O) в течение 2–3 минут Структуру, химический и фазовый состав и морфологию поверхности исследовали с помощью рентгено-фазового анализа, ПЭМ, СЭМ и Оже-спектроскопии.

Коррозионную стойкость материала испытывали в статических условиях методом погружения в растворы различной кислотности, т.к. в человеческом организме pH меняется почти от 1 до 9.

Определяли величину выхода ионов металлов в раствор с помощью атомно–эмиссионного спектрометра с индуктивно-связанной плазмой.

Результаты

Выход никеля из исследованного наноструктурного нитинола меньше по сравнению с микроструктурным нитинолом в растворе с любой кислотностью. Механическая обработка позволяет увеличить его коррозионную стойкость еще в 2–3 раза. Термическая обработка уменьшает коррозионную стойкость материала. Наноструктурность, возможно, служит причиной наличия в растворе ионов титана. Наибольшая концентрация металлов наблюдается в самом кислом растворе, меньшая в физрастворе, в щелочной среде растворения не происходит.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 15-33-70006 «мол_а_мос» и 14-29-10208 «офи_м».

Литература

1.Заболотный В.Т., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Насакина Е.О. Совершенствование медицинских изделий для эндоваскулярных операций. // Интеграл, 2013. - № 4 (72). - С. 42-45.

2.Баикин А.С., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Колмаков А.Г., Парфенов А.А., Симаков С.В. Механические свойства наноструктурного сплава NiTi медицинского назначения // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 2. С. 26–30

3.Севостьянов М.А., Федотов А.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Баринов С.М., Гончаренко Б.А., Комлев В.С., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Тетерина А.Ю., Насакина Е.О., Леонова Ю.О., Леонов А.В. Механические свойства композиционного материала «наноструктурный нитинол — хитозан» // Материаловедение, 2014. - № 3. - С. 34 – 37

4.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Исследование коррозионной стойкости и биосовместимости нитинола // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 37–49.

5.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Способы изменения коррозионной стойкости нитинола // Перспективные материалы, 2014. -№9.-С.19–33.

****

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТИТАНЕ И НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Колобова А.Ю.[1,3], Манохин С.С.[1,2], Голышев А.А.[1], Прокошкин С.Д.[3], Рыклина Е.П.[3]

[1] Россия, г. Черноголовка, Институт проблем химической физики РАН

[2] Россия, г. Белгород, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

[3] Россия, Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

anastasiia.misis@gmail.com

COMPARATIVE STUDY OF FEATURES OF STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS IN TITANIUM AND TITANIUM NICKELIDE UNDER DYNAMIC LOADING

Kolobova A.Yu.[1,3], Manohin S.S.[1,2], Golyshev A.A.[1], Prokoshkin S.D.[3], Ryklina E.P.[3]

The report presents the results of a comparative study of the features of the evolving microstructure and phase transformations in the intermetallic alloy Ti–50.7 at. % Ni in contrast to the relevant to commercially pure titanium after dynamic loading. It is shown that in contrast to submicrocrystalline titanium, the development of martensite deformation mechanism in titanium nickelide under the specified conditions of deformation allows to achieve a higher degree of decomposition of the nanocrystalline structure of the material compared to those for commercially pure titanium.

В докладе представлены результаты сравнительного исследования особенностей формирующейся микроструктуры и фазовых превращений в интерметаллидном сплаве Ti–50,7 ат. % Ni в отличие от соответствующих для технически чистого титана после ударно-волнового

нагружения. С применением методов металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии (с возможностью микроанализа) и рентгеноструктурного анализа исследованы изменения микроструктуры и фазового состава крупнозернистого, ультрамелкозернистого и субмикрокристаллического технически чистого титана марки ВТ1-0 и никелида титана в исходных крупнозернистом, ультрамелкозернистом и нанокристаллическом состояниях при взрывном нагружении с использованием порохового заряда с металлическим ударником. Различные исходные структурные состояния в указанных сплавах формировали с применением механико-термической обработки, в том числе воздействием большой (развитой, мегапластической) деформации, что позволило сформировать исходную структуру образцов с различным размером зерен в интервале от 0.2 до 30 мкм.

Установлено, что в технически чистом титане марки ВТ1-0 при воздействии взрывного ударно-волнового нагружения (давление до 40 ГПа) в образцах с исходным субмикрокристаллическим состоянием существенного изменения размера элементов микроструктуры не происходит в отличие от титана в исходном крупнозернистом состоянии (размер зерен порядка 30 мкм), в котором наблюдается значительное измельчение микроструктуры до субмикрокристаллического состояния, где средний размер элементов зеренно-субзеренной смеси составляет порядка 300 нм. Методами рентгеновской дифрактометрии и электронной микродифракции выявлено появление рефлексов ω-фазы (фаза высокого давления в титане) во всех исследуемых образцах, что свидетельствует о протекании фазового превращения α→ω в указанных условиях.

В сплаве никелида титана (Ti– 50.7 ат. % Ni), как в исходном крупнозернистом (средний размер зерна порядка 30 мкм), так и нанокристаллическом (полученном кристаллизацией из аморфного состояния) состояниях после взрывного ударно-волнового нагружения, наблюдается появление полосчатой структуры мартенсита. Ширина полос существенно зависит от исходного состояния материала и составляет около 10 нм для исходного нанокристаллического и 60 нм – для крупнозернистого состояния. Показано, что в отличие от субмикрокристаллического титана развитие мартенситного механизма деформации в никелиде титана в указанных условиях деформирования позволяет достичь более высокой степени измельчения нанокристаллической структуры материала по сравнению с соответствующей для чистого титана, в котором дальнейшее измельчение исходной субмикрокристаллической структуры (ниже размеров зерен порядка 200 нм) не наблюдается.

****

СОСТОЯНИЕ ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Кузовлева О.В.[1], Гвоздев А.Е.[2], Сергеев А.Н.[2], Чуканов А.Н.[2], Титова Ю.Е.[1], Кутепов С.Н.[2], Калинин А.А.[1], Малий Д.В.[2]

[1]*Россия, Тульский государственный университет,* kusovleva@yandex.ru

[2]*Россия, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого,* gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

O.V. Kuzovleva, A.E. Gvozdev, A.N. Sergeev, A.N. Chukanov, Yu.E. Titova, S.N. Kutepov, A.A. Kalinin, D.V. Maliy

Study of metals and alloys in a state before transformation. The increase of plasticity under a variety of transformations in a wide temperature range. We investigated the effect of superplasticity, in which the increased diffusion mobility of atoms near the phase transition temperature can be used to explain the anomalies of high deformation ability.

Состояние механической нестабильности обусловлено снижением прочностных свойств (предела упругости, предела пропорциональности и сопротивления пластическому деформированию) в результате уменьшения сил связи между атомами и повышения диффузионной подвижности [1].

При исследовании фазовых превращений полиморфных металлов и их сплавов неоднократно наблюдались сопровождающие эти превращения диффузионные максимумы. Эти явления связывали с началом процесса фазовой перестройки решётки, а величину диффузионных пиков – с различной дисперсностью структурных и фазовых составляющих металлических сплавов [2].

При переходе через критические точки наблюдаются также скачкообразные изменения теплоёмкости и других свойств сталей. Вблизи точек фазового превращения помимо такого явления, как аномальная диффузионная подвижность, проявляется и эффект сверхпластичности [2]. Установлено, что увеличение пластичности имеет место при самых различных фазовых и структурных, диффузионных и мартенситных превращениях, в области температур от критических (700…800 °С) до температуры сжиженного азота (-196 °С). Подобные процессы могут проявляться в состоянии предпревращения.

Труднодеформируемой быстрорежущей стали Р6М5 также свойственно состояние предпревращения, которое проявляется при нагреве перед фазовым переходом феррит-аустенит в области механической нестабильности решётки исходной ферритной фазы, резком падении прочности и экстремальном повышении деформационной способности [3].

Если рассматривать сплав 40Н24, то можно отметить, что в предмартенситном состоянии при охлаждении, состояние предпревращения проявляется также в механической нестабильности и резком падении прочностных свойств, а также повышении пластичности в этом состоянии вблизи температуры фазового перехода [4]. Кроме того, в предмартенситном состоянии в сталях могут проявляться следующие эффекты: аномальный рост электросопротивления, диффузное рассеяние электронов и рентгеновских лучей, низкочастотные колебания решетки в исходной фазе материала.

Схематично явление сверхпластичности представлено на рисунке 1 в виде диаграммы (*n* – число скручиваний до разрушения образца), открытой впервые профессором А.П. Гуляевым в быстрорежущих сталях [5].

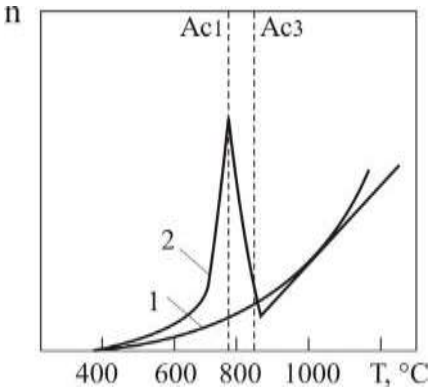


Рисунок 1 – Температурная зависимость пластичности сплавов при наличии фазового перехода: 1 – ожидаемая пластичность, 2 – состояние сверхпластичности [5]

Установлено, что состояние механической нестабильности и сверхпластичности проявляется в близких температурных областях [1].

Все вышеперечисленные эффекты позволяют обеспечить высокий уровень механических свойств металлических материалов. Реализация эффекта сверхпластичности в технологических процессах обработки металлов давлением позволяет за одну операцию на серийном или специализированном оборудовании сравнительно небольшой мощности получать детали сложной формы, очень близкой к конечной, и, соответственно уменьшить трудоёмкость и стоимость изготовления изделия и повысить коэффициент использования металла. При штамповке в режиме сверхпластичности не происходит обезуглероживания поверхности заготовок, и окисление минимально по причине отсутствия высокотемпературного нагрева. Отсутствие наклёпа при этом исключает операцию последующего отжига [6].

В настоящее время эффект сверхпластичности применяют с целью улучшения обрабатываемости очень широкой гаммы материалов (от легких сплавов до труднодеформируемых быстрорежущих сталей и композитов) и повышению комплекса их свойств [7]. Состояние механической нестабильности и эффект сверхпластичности, связанный с высокой деформационной способностью, представляют научный и практический интерес с точки зрения их физической природы и использования для производства промышленных изделий. Исследуемые эффекты позволяют обеспечить высокий уровень механических свойств металлических материалов. После обработки в условиях сверхпластичности повышаются такие свойства, как красностойкость, теплостойкость и твердость [6].

Библиографический список

1. Механические свойства конструкционных и инструментальных сталей в состоянии предпревращения при термомеханическом воздействии / А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, О.В. Кузовлева, Н.Н. Сергеев, И.В. Тихонова // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 11. С. 39-42.

2. О состоянии предпревращения металлов и сплавов: монография / О.В. Кузовлева, А.Е. Гвоздев, И.В. Тихонова, Н.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, Н.Е. Стариков, А.Н. Сергеев, А.А. Калинин, Д.В. Малий, Ю.Е. Титова, С.Е. Александров, Н.А. Крылов. Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. 245 с. ISBN 978-5-7679-3498-0.

3. Гвоздев А.Е. Закономерности фазовой сверхпластичности инструментальных труднодеформируемых сложнолегированных сталей // Известия Тульского государственного университета. Сер. Материаловедение. 2000. Вып. 1. С.84-94.

4. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов в металлических, композиционных и нанокристаллических материалах: коллективная монография / А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, Д.А. Провоторов, В.И. Золотухин, А.Д. Бреки, П.Н. Медведев, М.Н. Гаврилин, Г.М. Журавлев, Д.В. Малий, Ю.С. Дорохин, Д.Н. Боголюбова, А.А. Калинин, Д.Н. Романенко, И.В. Минаев, О.В. Кузовлева, Н.Е. Проскуряков, А.С. Пустовгар, Ю.Е. Титова, И.В. Тихонова. Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. 128 с. ISBN 978-5-7679-2969-9.

5. Гуляев А.П. Сверхпластичность стали. М.: Металлургия, 1982. 56 с.

6. Технология металлов и сплавов: учебник / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, Г.М. Журавлёв, Д.А. Провоторов.; Под ред. проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 490 с. ISBN 978-5-7679-3777-6.

7. Материаловедение: учебник для вузов / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, В.К. Зеленко, А.Н. Сергеев, О.В. Кузовлева, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Д. Бреки.; под ред. проф. А.Е. Гвоздева. Изд. 2-е доп. и испр. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 469 с. ISBN 978-5-7679-3776-9.

****

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ С ЗАДАННЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРОЧНОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ

Максимов А.Б., Шевченко И.П., Ерохина И.С.

Россия, Республика Крым ФГБОУ ВО «Керченский государственный морской технологический университет» e - mail: aleksandrmks@yandex.ru.

Россия, Республика Крым, г. Керчь ООО «Судостроительный завод «Залив»».

THE TOUGHNESS OF HEAVY-GAUGE STEEL WITH A GIVEN DISTRIBUTION OF STRENGTH IN THICKNESS

Maksimov, A.B., Shevchenko I.P., Erokhina I.S.

Russia, Republic of Crimea of the "Kerch state Maritime technological University" e - mail: aleksandrmks@yandex.ru.

Russia, Republic of Crimea, Kerch, OOO "Shipyard Zaliv".

Abstract

A blank sheet of steel grade A-32 with a thickness of 10mm was subjected to heating to a temperature of austenitization unilateral with subsequent rapid cooling, the hardness of the cooled surface was about 150 HV, and uncooled – 122 HV. From billets produced samples for the impact test with a V–shaped incision. Tests showed that if a crack arises on the side with minimum hardness and its distribution was in the direction of increase of hardness, impact strength by 30-40% lower than Vice versa.

В результате избирательной термической обработки толстолистового проката из углеродистых и низколегированных сталей можно получить значительное упрочнение в сочетании с удовлетворительным комплексом пластических и вязких свойств [1,2]. Для сочетания пластичности и вязкости стали реализовано одностороннее ускоренное охлаждение толстых листов.

В настоящей работе исследовалось изменение вязкости стали при ударном изгибе.

Образцы из листовой стали марки А-32 толщиной 8×10^{-3}м подвергали ускоренному охлаждению 10% водным раствором соли NaCl. При одностороннем ускоренном охлаждении пластины скорость охлаждения убывает от охлаждаемой поверхности к неохлаждаемой.Вследствиеэтого по толщине образца образуются структуры с различными

механическими свойствами.Распределение прочности по толщине образца оценивали по твердости.Распределение твердости по толщине представлено на рисунке. Ударную вязкость определяли на образцах тип 11 (с V-образным надрезом) при температуре испытания минус 70^0С по ГОСТ 9454-78. Причем, одна партия образцов (А) испытывалась так, чтобы удар ножа маятника копра приходился по стороне с минимальной твердостью (H_V), а другая партия образцов (Б) – по стороне с наибольшей твердостью. Значение ударной вязкости из партии А составляло 3,37 МДж/м^2, а из партии Б – 2,12 МДж/м^2. Прочностные и пластические свойства образцов из двух партий одинаковые.

Таким образом, для образцов партии А зарождение трещины происходило на стороне с максимальной твёрдостью и распространение происходило по направлению её уменьшения. Для образцов партии Б зарождение трещины происходило на стороне с минимальной твёрдостью и её распространение происходило по направлению увеличения твёрдости.

Известно, что работа разрушения материала состоит из работы зарождения трещины и её распространения. В промежуточной микроструктуре зарождения трещины более затруднительное , чем в феррито - перлитной структуре.

Для материала с неравномерным распределением микроструктуры по толщине образца при испытании на ударную вязкость необходимо учитывать влияние схемы напряженного состояния [3].В нашем случае для образцов партии А область растяжения при ударном изгибе находилась в упрочненной зоне.а для партии образцов Б- наоборот. Учитывая ,что температура испытания составляла минус 70^0С, поэтому работа распространения трещины должна быть небольшой (разрушение хрупкое)и, в основном, работа разрушения состоит из работы зарождения трещины Для образцов партии А зарождение трещины при испытании на ударный изгиб происходит в зоне растяжения и упрочнения. Для образцов партии Б зарождение трещины при испытании на ударный изгиб происходит в зоне растяжения и неупрочненной. Сжимающие напряжения затрудняют зарождение трещины, а в упрочненной зоне работа зарождения больше ,чем в неупрочненной, поэтому работа зарождения трещины в образцах партии А больше, чем у образцов из партии Б.

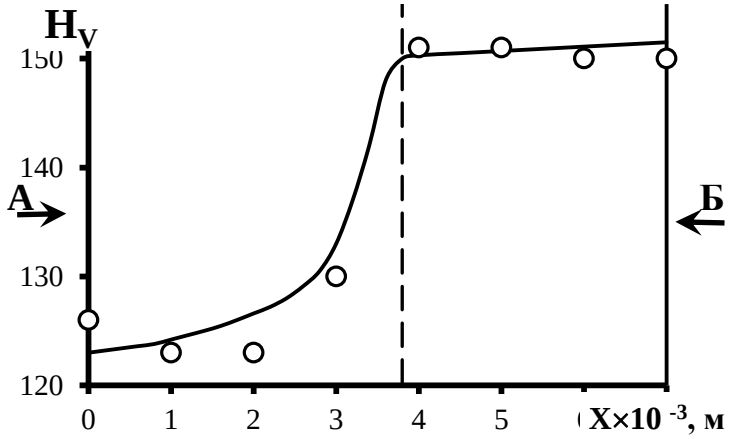


Рис. Изменение твердости по толщине образца;
А, Б – направление удара маятника копра.

Ранее [4] было показано, что при одностороннем упрочнении стали 14Г2 увеличивается величина критического напряжения при продольном изгибе и максимальный прогиб.

Таким образом, избирательная термическая обработка позволяет улучшить комплекс служебных свойств толстолистового проката из углеродистых и низколегированных сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1.А.с.СССР 1452846.МКИ кл С21Д/02. Способ упрочнения листового проката / Ф.Е. Долженков, В.П. Следнев, М.С. Подгайский, А.Б. Максимов и др. – Заявка №4149310/ 23.05.08. 1986. Опуб. 23.01.89. Бюл. №3.

2.Максимов А.Б. Термически армированный толстолистовой прокат из углеродистых и низколегированных сталей/ Вопросы материаловедения. 2010, №3, С. 40-45.

3. Максимов А.Б., Ерохина И.С. Влияние предварительной схемы деформации на ударную вязкость низколегированной стали / Актуальные проблемы в машиностроении. 2017, т. 4, №1, С. 99-104.

4. Максимов А.Б. Устойчивость термически армированного проката при продольном изгибе. Материалы международной конференции «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва. 4-5 сентября 2014, ИМЕТ РАН. С. 184.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА ДЕГРАДАЦИЮ СТРУКТУРЫ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЛАСТЯХ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И КРУПНОЗЕРНИСТОГО ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА (НА ПРИМЕРЕ МАРКИ ВТ1-00)

Манохин С.С.[1,2], Колобова А.Ю.[1,3], Клименко Д.Н. [1,2]

[1] Россия, г. Черноголовка, Институт проблем химической физики РАН

[2] Россия, г. Белгород, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

[3] Россия, Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

manohin@bk.ru

STUDY OF THE EFFECT OF HIGH CYCLE FATIGUE ON DEGRADATION OF STRUCTURE IN THE SURFACE AREAS OF SUBMICROCRYSTALLINE AND COARSE-GRAINED COMMERCIALLY PURE TITANIUM (ON THE EXAMPLE OF BRAND VT1-00)

Manohin S.S.[1,2], Kolobova A.Yu.[1,3], Klimenko D.N. [1,2]

[1] Russia, Chernogolovka, Institute of Problems of Chemical Physics of RAS

[2] Russia, Belgorod, Belgorod National Research University

[3] Russia, Moscow, National University of Science and Technology «MISIS»

manohin@bk.ru

It is established that the microstructure of the surface layers of technically pure titanium brand VT1-00 in the initial submicrocrystalline state undergoes significant changes during cyclic loading, which consist in the appearance of structural heterogeneity as the distance from the surface, a significant increase of the dislocation density, the occurrence of residual elastic stress fields and the appearance of the lamellar structure of deformation origin. The above-described features may contribute to the manifestation of structural instability of submicrocrystalline titanium in the process of cyclic tests.

Титановые сплавы на сегодняшний день являются наиболее часто используемыми материалами для изготовления имплантатов в связи с тем, что среди всех металлических материалов они обладают наилучшими характеристиками по совокупности показателей их биохимической и биомеханической совместимости, которые могут быть улучшены путем создания поверхностных биоинертных и биоактивных покрытий [1]. Формирование субмикрокристаллического (СМК) и наноструктурированного (НС) состояний в нелегированном титане воздействием пластической деформацией по режимам, обеспечивающим наличие в структуре материала несколько десятков процентов от общего числа зерен с размерами менее или около 100 нм, позволяет существенно улучшить механические свойства материала, необходимые для его эксплуатации как имплантата [2]. Известным недостатком СМК и НС материалов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации (ИПД), является их низкая способность сохранять свою структуру при механических и термических воздействиях [3,4]. В таких материалах могут происходить изменения микроструктуры и увеличение размера зерен образцов в процессе циклического нагружения (в локальных областях образца испытавшей максимальные напряжения), в том числе при комнатной температуре [5]. Как и подавляющее большинство конструкций и изделий, медицинские имплантаты, эксплуатируются при напряжениях значительно ниже предела текучести, но во многих практически важных случаях деформация не является полностью упругой, развиваются повреждения, обусловленные процессами микропластической деформации [6]. При этом усталостное разрушение в большинстве случаев при мегацикловой усталости (10^6 циклов) начинается с приповерхностных слоев материала, а при гигацикловой (10^7 циклов) в объеме материала [7]. Таким образом, актуальным является изучение эволюции микроструктуры и микронапряжений не только в объеме

материала, но и в приповерхностных слоях образцов с различным исходным структурным состоянием по причине их значительного влияния на сопротивление усталости массивных образцов в случаях многоцикловой усталости. В докладе представлены результаты исследования изменения структуры технически чистого титана марки ВТ1-00 после циклического нагружения по схеме трехточечного изгиба с числом циклов $N=10^6$ в различных исходных структурных состояниях: СМК, полученном сочетанием поперечно-винтовой и продольной прокаток и КЗ.

Для образцов КЗ и СМК технически чистого титана марки ВТ1-00 после циклических испытаний проведен рентгеноструктурный анализ с целью определения уровня микронапряжений в различных частях образцов. В СМК образце общий уровень микронапряжений выше, чем в КЗ материале, вне зависимости от расположения области, в которой проводится измерение указанного параметра.

Особенностью СМК материала по сравнению с КЗ является также то, что характер распределения микронапряжений в приповерхностном слое не является локализованным только в области максимальных внешних приложенных напряжений, но и на некотором удалении от неё наблюдается повышенный уровень микронапряжений по сравнению с исходным недеформированным состоянием. Для КЗ состояния характерно локальное повышение микронапряжений в приповерхностном слое только вблизи геометрического центра образца. В других исследованных локальных областях образца микронапряжения не отличаются от соответствующих для недеформированного состояния. Таким образом, в исходном НС состоянии остаточные напряжения распределяются более однородно по длине образца при выбранной схеме испытаний на усталость. По-видимому, это свидетельствует о более однородном распределении по объему образца остаточной пластической деформации.

С применением методов просвечивающей электронной микроскопии (с возможностью микродифракции) установлено, что микроструктура приповерхностных слоев исследуемых сплавов в различных исходных структурных состояниях после циклических испытаний претерпевает значительные изменения. После циклической деформации в КЗ состоянии отчетливо выявлено проявление механического двойникования. Следует отметить, что двойники после циклических испытаний были обнаружены только в зернах, принадлежащих первому или второму слоям, прилежащих к внешней поверхности образца зерен. Микроструктура приповерхностного слоя в СМК состоянии титанового сплава ВТ1-00 также претерпевает значительные изменения. Несмотря на то, что средний размер зерен по всему исследованному объему образца не изменился, наблюдается появление значительной неоднородности микроструктуры в зависимости от глубины залегания от поверхности. Азимутальное размытие рефлексов, при микродифракции снятой с большой площади образца (порядка 1мкм^2) свидетельствует о наличии остаточных напряжений и малоугловых разориентировок между отдельными элементами микроструктуры. Можно отметить, что в отличие от этого, в приповерхностной области (до глубины порядка 1 мкм) сформировалась зеренно-субзеренная смесь кристаллитов размером порядка 1 мкм с преимущественно глобулярной морфологией и высокоугловыми разориентировками между кристаллитами. На глубине более 1 мкм наблюдаются кристаллиты пластинчатой морфологии, разориентации между которыми преимущественно малоугловые. Внутри полос не наблюдается субграниц с малоугловой разориентировкой, а плотность дислокаций существенно выше, чем в исходном субмикрокристаллическом состоянии до циклических испытаний. Таким образом, исходная равноосная наноструктура оказывается неустойчивой при циклической деформации и в области локализации деформации может разрушаться, сменяясь полосчатой структурой деформационного происхождения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-12-30010).

Список использованных источников

1.Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями//Российские нанотехнологии. Нано обзоры. 2009. Т. 4. № 11-12. С.19-31.

2.Иванов М.Б., Пенкин А.В., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Нечаенко Д. А. Теплая поперечно-винтовая прокатка в волках конической формы как метод интенсивной пластической деформации// Деформация и разрушение материалов. 2010. №9. С. 13-18.

3.Andrievski R.A., Glezer A.M. Size effects in properties of nanomaterials // Scripta Materialia. 2001. Т. 44. № 8-9. Pp. 1621-1624.

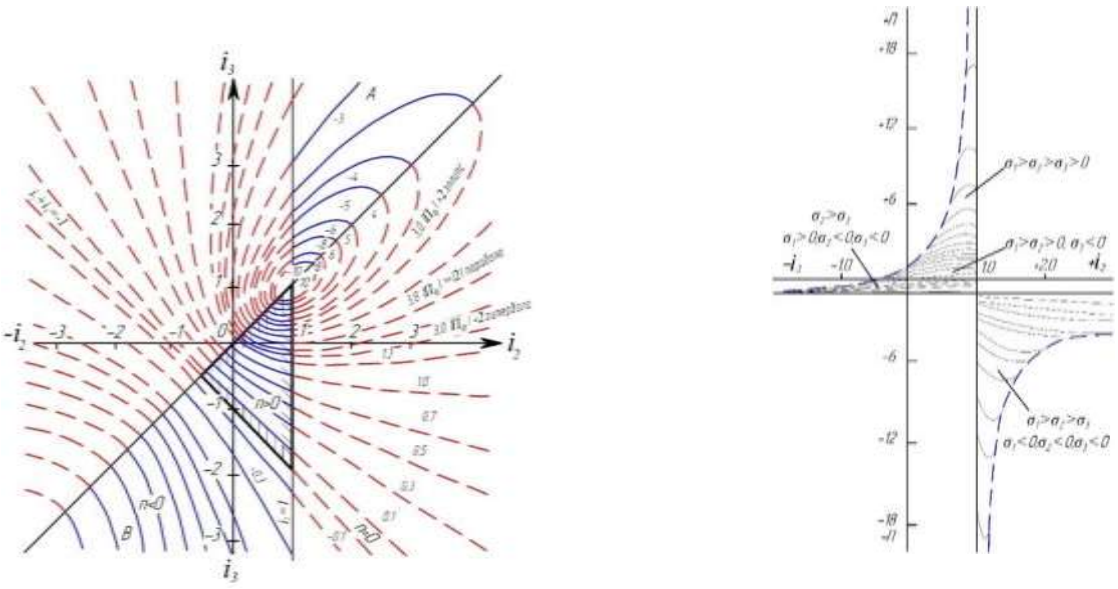
4.Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. Новосибирск: Наука. Сиб. Предприятие РАН, 1998. 185с.

5,Funk M. F. Microstructural Stability of Nanostructured Fcc Metals during Cyclic Deformation and Fatigue. KIT Scientific Publishing, Dissertation. 2014.

6.В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, М.В. Банников, С.Г. Абаимов, И.Ш. Ахатов, T. Palin-Luc, О.Б. Наймарк Экспериментальное и теоретическое исследование многомасштабных закономерностей разрушения при сверхмногоцикловой усталости // Физ. мезомех. - 2017. - Т. 20. - № 1. - С. 82-93

7.Наймарк О. Б. и др. Кинетика накопления дефектов и дуальность кривой Веллера при гигацикловой усталости металлов //Журнал технической физики. – 2014. – Т. 84. – №. 3. – С. 89-93.

*****



а) *б)*

Рис. 1. Теоретическое значение показателя напряженного состояния П, вычисленное из выражения П = ± (σ₁ + σ₂ + σ₃) / σᵢ: а – в зависимости от безразмерных величин i₁ = σ₁ / σ₁ = 1.0; i₂ = σ₂ / σ₁; i₃ = σ₁ / σ₁ (области действительных значений П обозначены сплошными линиями); б – то же, но в другой системе координат, в интервале значений П от -18 до +18

Влияние частоты нагружения на усталость можно рассматривать как влияние на сопротивление усталости (пластическому деформированию) скорости деформирования, либо продолжительности времени действия напряжений. Частота повторения нагрузки определяет важные параметры циклического нагружения [6-10], влияющие на характеристики металлов и сплавов: скорость нарастания и убывания нагрузки (напряжения), а следовательно, и скорость деформирования и время действия максимальной и минимальной нагрузок цикла. С увеличением частоты циклического нагружения (скорости деформирования) время нарастания напряжения сокращается, при этом напряжение, соответствующее определенной пластической деформации, увеличивается. За каждый цикл нагружения металл теряет меньшую долю запаса пластичности. При этом учитывается, что пластическая деформация сопровождается одновременным протеканием как минимум трех процессов: упрочнения, разрыхления и разупрочнения, зависящих от скорости деформирования.

Если рассмотреть сущность циклического нагружения и разрушения, то фактически оно сводится к конкуренции скоростей нагружения ($\varepsilon_н$) и скорости релаксации внутренних напряжений ($\dot{\varepsilon}_{рел}=\dot{\varepsilon}_р$) [5], заключающихся в накоплении повреждений и фактически являющихся скоростью падения сопротивления разрушению ($\sigma_к$) материала, т.е. $\dot{\varepsilon}_р$. То для оценки предельной деформации металлических сплавов и сопротивления циклической деформации поликристаллов в зависимости от факторов их состояния: соотношение плотности в исходном и конечном состоянии, структурно-энергетического состояния (соответствие твердости и предела текучести), показателей напряженно-деформированного состояния и соотношение скоростей релаксации внутренних напряжений и скорости нагружения предложены уравнения:

$$\varepsilon_i^{пр} = \varepsilon_0 + \frac{\ln(\rho_{м_0}/\rho_{м_{кр}})}{\left(\frac{HB}{\sigma_т}-2\right)e^{\alpha П} - \dot{\varepsilon}_{рел}/\dot{\varepsilon}_н} \quad (1);$$

$$\sigma_к = \sigma_{к_0} e^{\left\{\left(\frac{HB}{\sigma_т}-2\right) - \frac{\dot{\varepsilon}_{рел}}{\dot{\varepsilon}_н}\varepsilon_{рх}e^{\alpha П}\right\}\left(\varepsilon_i^{пр}-\varepsilon_0\right)} \quad (2),$$

где ε_0 – упругая деформация; $(\rho_{м_0}/\rho_{м_{кр}})$ – исходная плотность металла; *HB* – твердость материала (сплава) в заданном термомеханическом состоянии; $\sigma_т$ – предел текучести (упругости) основы материала при котором возможны сдвиги при циклическом нагружении; П – показатель напряженного состояния, изменяющийся от - ∞ (при сжатии) до +∞ (при растяжении); α – коэффициэнт, учитывающий влияние коэффициентов Лодэ – вида деформаций и напряжений.

Литература:

1. Коцаньда С. Усталостное растрескивание металлов / Пер. с польск. Г.Н. Мехеда. Под ред. С.Я. Яремы. – М.: Металлургия, 1990. – 432 с.

2. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука, 2015. — 479 с.

3. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Том 1 / Отв. ред. С.Г. Псахье. – Томск: ТГУ, 2015. – 462 с.

4. Suresh S. Fatigue of metals. – Cambridge University Press, 2006. – 701 p.

5. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.

6. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа: Из-во «Монография»,2003. – 800 С.

7. Ясний П.В., Марущак П.О., Панин С.В., Любутин П.С., Баран Д.Я., Овечкин Б.Б. Стадийность деформирования материала и кинетика роста усталостной трещины в стали 25Х1М1Ф при низких частотах нагружения // Физическая мезомеханика. - 2012. – Т. 15. No. 2. – С. 97-107.

8. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in faktors of fatigue resistance for som pure metals as a function of the freguensy of loading sycles // Russ. J. Non-Ferr. Met. – 2010. Vol. 51, No. 3. – p.237–242.

9. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic Loading Frequency // Russ. J. Non-Ferr. Met. – 2013. Vol. 54, No. 3. – p.229–233.

10. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Speed Effect upon Varying the Cyclic Loading Frequency for Certain Pure Metals // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2015. Vol. 56. No. 6. pp. 627–632.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ MG-DY-SM-ZR

Рохлин Л.Л., Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Королькова И.Г.

Российская Федерация. Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, rokhlin@imet.ac.ru

INVESTIGATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE MG-DY-SM-ZR ALLOYS

Rokhlin L.L., Lukyanova E.A., Dobatkina T.V.,Tarytina I.E., Korolkova I.G.

Mechanical properties of the new Mg-base alloys of the Mg-Dy-Sm-Zr system were studied. Magnesium alloys of this system contain two rare-earth metals of different subgroups, yttrium and cerium ones. In binary Mg alloys with each of these two rare-earth metals the high strength properties were observed. Meanwhile, it is known, that combination of two rare-earth metals of different subgroups as alloying elements for Mg alloys enables to increase additionally its strength properties and to obtain the light structural materials with higher strength, than the known Mg alloys for aircraft, automobile and other applications. In this work the Mg-Dy-Sm-Zr alloys were prepared by melting in the resistance furnace and poured then into steel mould. The obtained castings were used for determination of their mechanical properties after homogenization at 515ºC and after additional strengthening ageing at 200ºC. Results of the mechanical tests indicated the high strength properties of these Mg-base alloys at near room and elevated temperatures (up to 250ºC). .

Для практического применения магниевых сплавов важным является улучшение их механических свойств, которые можно осуществить, используя в качестве легирующих элементов редкоземельные металлы [1]. Причем при легировании магния редкоземельными металлами разных подгрупп эффект упрочнения повышается [2]. Система Mg-Dy-Sm одна из таких систем, так как диспрозий является элементом иттриевой подгруппы, а самарий – цериевой. Поэтому можно было предполагать, что эти ранее не исследованные сплавы будут иметь высокие прочностные свойства и предствят интерес для использования в качестве легких конструкционных материалов для применения в авиационной, автомобильной и других отраслей промышленности. В работе исследованы твердость и механические свойства при растяжении сплавов системы Mg-Dy-Sm с добавкой ~0,5%Zr для измельчения зерна слитков.

Состав сплавов для исследования выбирался, в соответствии с диаграммой состояния системы Mg-Dy-Sm [3], согласно которой имеется существенная совместная растворимость диспрозия и

самария в твердом магнии, уменьшающаяся с понижением температуры, так что в сплавах возможно образование пересыщенных твердых растворов на основе магния с последующим их распадом при проведении старения, сопровождающегося упрочнением. Учитывая диаграмму состояния, составы сплавов для исследования были выбраны при различном соотношении диспрозия и самария и так, что при этом максимальная совместная концентрация в них обоих редкоземельных металлов была максимальной с тем чтобы иметь возможность получать максимальное упрочнение при старении. Учитывалось также, что растворимость диспрозия в твердом магнии значительно больше, чем растворимость самария.

Сплавы готовили путем выплавки в электрической печи сопротивления, используя покровный флюс ВИ-2. После расплавления расплав из тигля отливался в изложницу из нержавеющей стали, нагретую до 750°С, которая затем медленно погружалась в холодную воду. Такой способ отливки обеспечивал направленную кристаллизацию при затвердевании и позволял получать плотную однородную структуру круглого слитка длиной ~100 мм и диаметром ~25 мм без усадочной раковины. На каждый состав выплавлялось по два слитка. Сплавы исследовали в двух состояниях: гомогенизированном при 515°С, 6ч состоянии с охлаждением на воздухе и состаренном после гомогенизации состоянии. После гомогенизации слитки сплавов охлажались на воздухе, но этого было достаточно, чтобы после охлаждения магниевый твердый раствор в них оказывался пересыщенным. Режим старения устанавливался путем предварительного изучения кинетики упрочнения сплавов при старении. Температура старения была установлена 200°С, время старения для каждого сплава устанавливалось таким образом, чтобы обеспечить высокую прочность при достаточной пластичности и для различных сплавов оказалось раличным. При увеличении отношения содержания диспрозия к содержанию самария в сплавах скорость распада пересыщенного твердого раствора на основе магния уменьшалась и для достижения неоходимого упрочнения целесообразно было использовать более длительное старение.

Установлено, что с увеличением отношения содержания диспрозия к содержанию самария прочностные свойства сплавов Mg-Dy-Sm-Zr увеличиваются, что, учитывая диаграмму состояния Mg-Dy-Sm, можно объяснить возможностью образования при гомогенизации более богатого редкоземельными металлами пересыщенного магниевого твердого раствора. В соответствии с этим с увеличением отношения содержания диспрозия к содержанию самария увеличивается эффект упрочнения при старении в сплавах и достигаются более высокие значения предела прочности и предела текучести, но пластичность при этом снижается. Наиболее высокие прочностные свойства в гомогенизированном состоянии при достаточно высокой для литейных магниевых сплавов плпстичности показал сплав Mg -6,0%Dy -5,1%Sm -0,4%Zr: σ_B 216 МПа, , $\sigma_{0,2}$ 153 МПа, δ 4,53%. Сплав Mg -6,0%Dy -4,7%Sm в состаренном состоянии показал σ_B 287 МПа, $\sigma_{0,2}$ 186 МПа, δ 3,36%. Приведенные значения прочностных свойств выше, чем у наиболее жаропрочного отечественного литейного магниевого сплава МЛ19 системы Mg-Y-Nd-Zr (σ_B 220-260 МПа, $\sigma_{0,2}$ 120-170 МПа, δ 4-7%) [4]. Жаропрочность сплавов системы Mg-Dy-Sm-Zr оценивалась по результатам измерения горячей твердости при 250ºС. Полученные значения показали, что жаропрочность этих сплавов существенно выше, чем у стандартного литейного магниевого сплава МЛ5 системы Mg-Al-Zn-Mn. Твердость Mg-Dy-Sm-Zr сплавов при 250ºС оказалась в пределах 497-780 МПа, по сравнению с 587-867 МПа при комнатной температуре, увеличиваясь с увеличением суммарного содержания Dy и Sm в пределах 6-16,2%, в то время как широко используемый в промышленности отечественный литой магниевый сплав МЛ5 системы Mg-Al-Zn-Mn показал твердость 190 МПа при 250ºС и 770 МПа при комнатной температуре.

Литература

1.Magnesium Alloys. Science, Technology and Applications. / Eds: E. Aghion, D. Eliezer. S. Neaman. Inst. Technion city Haifa, Israel. 2004. 317 p.

2.J.-F. Nie. Precipitation and Hardening in Magnesium Alloys. // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol.43A. No7. P.3881-3939.

3.Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Лукьянова Е.А., Королькова И.Г., Тарытина И.Е. Исследование совместной растворимости самария и диспрозия в твердом магнии // Металлы, 2016, № 2, С.80-87.

4.Конструкционные материалы. Справочник . Ред. Б.И.Арзамасов. Москва. Машиностроение. 1990. 688 с.

Работа выполнена по гранту РФФИ № 15-03-01531-А.

****

ОСОБЕННОСТИ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Борисова М.З.
Россия, ФГУБН Институт Физико-Технических Проблем Севера им. В.П. Ларионова,
mz_borisova@yahoo.com

PECULIARITY OF IMPACT FRACTURE OF 09G2S STEEL AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

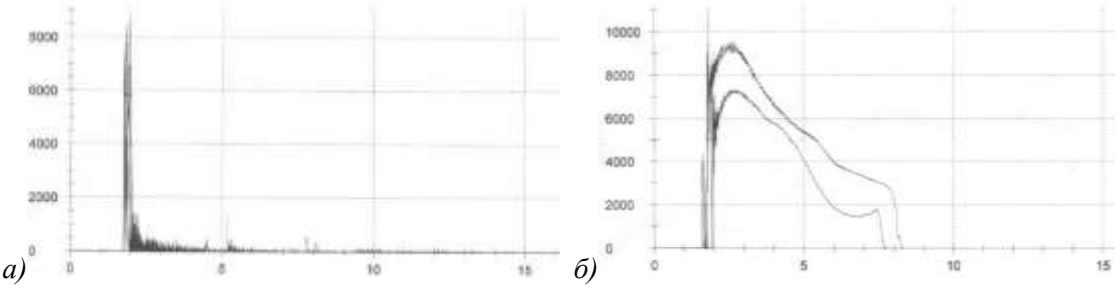
Borisova M.Z.

The investigated samples of steel 09G2S obtained by equal-channel angular pressing and subsequent hardening. A study was conducted of the stages of destruction impact samples. Revealed a difference in the fracture mechanisms of these samples. Equal channel angular pressing has led to the formation of brittle fracture surface. Subsequent hardening led to the change of the main mechanism of destruction on viscous. It was also found the change in the nature of crack growth and fracture stages.

Материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД) вызывают большой интерес современных исследователей во многом благодаря целому комплексу уникальных физико-механических свойств, которые значительно отличаются от свойств обычных крупнокристаллических материалов. Уникальность таких материалов обусловлена значительным уменьшением размера зерна, большой протяженностью и неравновесным состоянием межзеренных границ. Характер разрушения таких материалов также изменяется, поэтому детальное исследование поверхностей разрушения и диаграмм ударного нагружения может дать более цельную картину распространения трещины и выявить основные стадии разрушения.

В качестве материала исследования была выбрана конструкционная сталь 09Г2С. Заготовки диаметром 20 мм и длиной 100 мм подвергали РКУП при температуре Т=400 ºС в два цикла. Угол пересечения каналов 90º. Закалка образцов после РКУП по следующему режиму: выдержка в течении 8 мин. при 910°С с охлаждением в масло с последующим кратковременным отпуском (15 мин. при 680°С).Механические испытания на ударный изгиб проводили на образцах Шарпи с шириной образца 5 мм, высотой 10 мм, длиной 55 мм и глубиной V-образного концентратора 2 мм при комнатной температуре на маятниковом копре «Roell Amsler RKP-450». Деформационный рельеф изучали с помощью с помощью растрового электронного микроскопа «JEOL JSM-7800F».

Известно, что стадийность ударного разрушения определяется стадиями и механизмами роста трещины. Сравнивая диаграммы разрушения образцов после РКУП и РКУП с последующей термообработкой (закалкой) можно видеть, что диаграмма разрушения образцов после РКУП характерна для квазихрупкого разрушения, тогда как последующая закалка привела к росту площади под кривой, что характеризует разрушение в пластической зоне (рис.1).



а) *б)*

Рис. 1. Диаграммы разрушения нагрузка (Н) – время (мс) стали 09Г2С после РКУП (а) и последующей закалки (б)

Анализ ударных испытаний показал, что ударная вязкость и работа зарождения трещины стали после РКУП и последующей закалки больше, чем при разрушении образцов сразу после РКУП. При комнатной температуре образцы стали 09Г2С после двух циклов РКУП разрушаются по хрупкому механизму, тогда как последующая закалка приводит к формированию вязкого рельефа разрушения (рис.2). Снижение динамической трещиностойкости материала после РКУП связано с повышением

критической температуры хрупкости, тогда как последующая закалка, позволяет повысить прочность материала с сохранением достаточного уровня ударной вязкости.



а) б)

Рис. 2. Характерные участки изломов образцов стали 09Г2С после РКУП (а) и РКУП + закалка (б)

****

ТЕРМИЧЕСКОЕ РАЗЛОЖЕНИЕ ДВОЙНЫХ СУЛЬФАТОВ СКАНДИЯ АММОНИЯ

Пасечник Л.А., Самигуллина Р.Ф., Медянкина И.С., Скачков В.М., Яценко С.П.
Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: pasechnik@ihim.uran.ru

THERMAL DECOMPOSITION BEHAVIOR OF SCANDIUM AMMONIUM SULFATES

L.A. Pasechnik, R. F. Samigullina, I.S. Medyankina, V.M. Skachkov, S.P. Yatsenko

Thermal decomposition of anhydrous double sulfates of ammonium-scandium $NH_4[Sc(SO_4)_2]$ and $(NH_4)_3[Sc(SO_4)_3]$ for the studying of their thermal stability at the increased temperatures was considered.

Вследствие значительного интереса к химии координационных соединений скандия, связанного с расширением возможности их практического применения, ведется поиск новых кристаллических структур и методов их синтеза. Знание условий образования и свойств комплексных соединений необходимо при изучении процессов в гидрометаллургии, в сорбционно-экстракционных системах при селективном разделении и концентрировании, при выращивании монокристаллов и создании материалов с заданными структурными характеристиками и др. Наиболее типичным для скандия в октаэдрической координации является образование с тетраэдрами сульфат ионов кристаллических полимерных структур, характерных для высокопористых цеолитов и состоящих из блоков анионов $[M^{3+}(SO_4)_2]$, $[M^{3+}(SO_4)_3]^{3}$ и др. [1]. Катионы аммония или других щелочных металлов удерживаются в межслоевом пространстве посредством электростатического взаимодействия и водородных связей, образуя цепочки и сетки трехмерных структур. На базе подобных неорганических полимеров основан дизайн каркасных структур, обладающих необходимыми свойствами [2]. Подобные структуры квасцов – двойных сульфатов железа (III) или алюминия из водных растворов кристаллизуются в виде гидратов $M_2(SO_4)_3 \cdot (NH_4)_2SO_4 \cdot xH_2O$ (x=2–12). Безводная форма этих солей стабилизируется термообработкой выше 300°C. Через стадию осаждения двойных солей редкоземельных элементов сульфатом аммония предложено селективное отделение тория, урана, железа и др. металлов из сернокислых растворов в технологии вскрытия природных концентратов [3]. В результате также образуются кристаллогидраты $R_2(SO_4)_3 \cdot (NH_4)_2SO_4 \cdot 8H_2O$, которые могут быть обезвожены при 200°C (R=Pr, Nd) и 240°C (R=Sm, Eu), соответственно [4]. Данные по термической устойчивости этих соединений в литературе существенно разнятся, однако после удаления кристаллизационной воды предложено их использование в газовых сенсорах для контроля концентрации аммиака [4, 5].

Из сернокислых растворов нами были выделены безводные координационные соединения скандия составов $NH_4[Sc(SO_4)_2]$ и $(NH_4)_3[Sc(SO_4)_3]$. Методами химического анализа и термогравиметрии определен состав и изучены термические свойства. Установлено, что соединение $NH_4[Sc(SO_4)_2]$ термически стабильно до температуры ~430°C, при которой начинается разложение и

удаление сульфата аммония с максимумом при 525 °С. При этом отмечается сохранение морфологии исходного кристаллического соединения в виде коротких гексагональных призм.

Разложение состава $(NH_4)_3[Sc(SO_4)_3]$ происходит при более низкой температуре 380-400°С с удалением $(NH_4)_2SO_4$ до $NH_4[Sc(SO_4)_2]$. Далее при ~550°С термические экзо-эффекты окисления газообразных продуктов декомпозиции сульфата аммония накладываются на эндо-эффект с убылью массы, отвечающей разложению комплексного соединения до простого сульфата скандия. При этой же температуре для сульфата скандия ранее было зафиксировано образование промежуточного продукта оксосульфата $Sc_2O(SO_4)_2$ [6]. Полное разложение до оксида скандия достигается только при достижении температуры не менее 900°С.

Разработанные условия образования сульфатных соединений и данные по их термической устойчивости будут использованы в технологии получения оксида скандия.

Литература

1.Илюхин А.Б., Петросянц С.П. Журнал неорганической химии. 2004. Т. 49. № 8. С. 1338-1345.

2.Петросянц С.П., Илюхин А.Б. Координационная химия. 2010. Т. 36. №2. С. 99-106.

3.Акимов Д.В., Дьяченко А.Н., Егоров Н.Б. и др. Патент РФ № 2549412. 2015.

4.Nagai T., Tamura Sh., Imanaka N. Sens. Actuators, B, 2010 (147). 2. P. 735–740.

5.Nagai T., Tamura Sh., Imanaka N. J. Solid St. Chem. 2010 (183). 7. Pp. 1504-1509.

6.Большаков К.А. Химия и технология редких и рассеянных элементов. Том 1. М.: 1965. – 350 с.

****

ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО РЕБРА НА ДВИЖЕНИЕ ИНДИВИДУАЛЬНОЙ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА $[11\bar{2}0]$ В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г., Горнакова А.С.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт физики твердого тела Российской академии sursaeva@issp.ac.ru

EFFECT OF GRAIN BOUNDARY RIDGE ON MOTION OF INDIVIDUAL TILT GRAIN BOUNDARY $[11\bar{2}0]$ IN Zn

V.G.Sursaeva, A.S Gornakova

It was experimentally investigated the motion of grain boundary half loop with tilt grain boundary $[11\bar{2}0]$ and with angle misorientation 35°. Along half loop the orientation of boundary in space is changed. The moving part of the grain boundary consists of flat and rounded segments. The position of the flat segment of the boundary is located at an angle 58° to a flat segment. Temperature range of investigation is 300-410C. It is shown that at low temperatures (300÷375°C) the boundary moves with the facet bounded on one side by a ridge of the first order, and the other side by a ridge of the second order. We observed a reduction of the facet length by the movement of the ridge of the second order in the temperature interval 300÷375°C. After the disappearance of the facet the ridge of the first order is remained in the temperature range 395÷410°C. This change in shape effects on the kinetics: with increasing temperature from 300°C to 375°C grain boundary mobility increases more intensively, than with increasing temperature from 395°to 410°C, which causes changes in the activation enthalpy of motion from 1.2 eV to 0.7 eV. The change of enthalpy of activation indicates a change of mechanism of movement.

Работа является продолжением работ, связанных с экспериментальным изучением движения индивидуальных границ зерен и влияния на них различных факторов. Цель настоящей работы заключалась в том, чтобы из in-situ наблюдения за процессом огрубления границы зерна, которое имеет место при исчезновении плоского участка границы – фасетки, получить численные значения кинетических параметров ребра на границе наклона $[11\bar{2}0]$.В отличие от нашей предыдущей работы [1], в которой изучались зернограничные рёбра на границах наклона $[10\bar{1}0]$,

зернограничная система представляет границу наклона $[11\bar{2}0]$ с углом разориентации 35° в форме полупетли, в которой ребро существует вплоть до температуры плавления и не огрубляется.

В эксперименте используется специальная граница наклона, которая характеризуются высокой долей совпадающих узлов Σ= 13, и, как следствие, имеет высокую подвижность. Кроме того, кинетические свойства границ наклона $[11\bar{2}0]$ в форме уголка нами хорошо изучены [2]. На них не наблюдалось ни рёбер, ни фасеток. Такие границы наклона $[11\bar{2}0]$ при высоких температурах демонстрируют безактивационное движение [3]. Известно, что фасетки и рёбра часто наблюдаются на границах, где форма резко искривляется по всей длине, как в бикристаллах в форме полупетли U.

В качестве объекта исследования выбрана особая граница наклона $[11\bar{2}0]$ с углом разориентации 35° в форме полупетли, плоские участки границы совпадают с базисной плоскостью во внутреннем зерне, во внешнем зерне подходят к плоским участкам границы под углом 35°. Изучали движение границы под действием постоянной капиллярной движущей силы [4], которая определялась шириной внутреннего среднего зерна 640 μм. Форма мигрирующей зернограничной полупетли изучалась в температурном интервале 340÷410С *in situ* в высокотемпературной приставке к оптическому микроскопу с использованием поляризованного света. Температура в высокотемпературной приставке поддерживалась с точностью ±0.5°С. Эксперимент проводили по схеме ступенчатого нагрева или охлаждения.

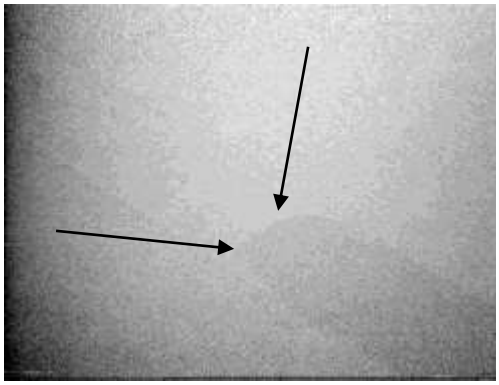


Рис.1 Форма зернограничной полупетли при Т=375С с фасеткой и двумя рёбрами, помеченными стрелками. Слева ребро первого рода, справа ребро второго рода.

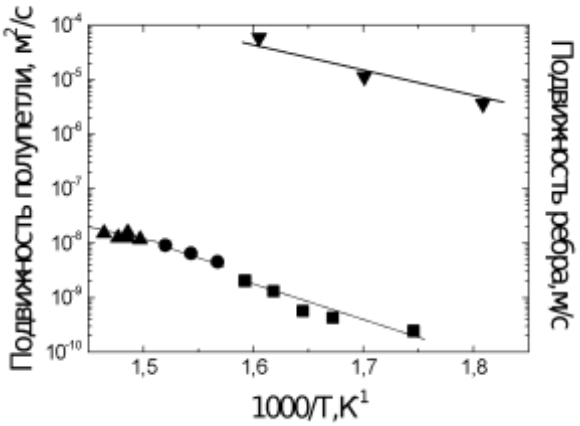


Рис.2. Подвижность зернограничной полупетли (▲,●,■), рассчитанная по формуле A= v×a, где v – скорость перемещения полупетли, a a – ширина полупетли. Подвижность зернограничного ребра (▼) рассчитанная по формуле $m_r = \frac{m_b \theta}{a \cos\theta}$, *где* m_r *- подвижность ребра, θ - угол между криволинейными сегментами в вершине полупетли.*

Температурные ступеньки между изотермическими отжигами составляли 5°С или 10°С. Длительность изотермических отжигов составляла 120 ÷ 180 сек. “Новая” температура высокотемпературной приставки и образца стабилизировалась в течение нескольких секунд. Исследования проводились в атмосфере азота высокой чистоты (99.999%) для предотвращения окисления образцов. Перед исследованием образцы подвергались электрополировке в растворе 30 мл H_3PO_4 + 70 мл C_2H_5OH (напряжение 9 В, плотность тока 5 мА/см^2). Форма и смещение движущейся границы фиксировались *in situ* в ходе эксперимента с помощью цифровой видеокамеры. Нами исследована *in situ* форма движущейся границы в форме полупетли с фасеткой ограниченной зернограничными рёбрами с двух сторон. Рис.1. Слева на Рис.1 ребро первого рода, справа ребро второго рода. Обнаружено, что в интервале 300°÷375°С фронт движущейся границы представлял собой поверхность, составленную из плоского участка (фасетки) расположенную под углом 58° к

плоским границам. Слева ребро первого рода, составленного из двух фасеток с углом между ними 90°, справа ребро второго рода между фасеткой и искривлённой частью

4. Выводы

Впервые экспериментально определены кинетические параметры движения зернограничного ребра на индивидуальной особой границе наклона $[11\bar{2}0]$.

2. На аррениусовской зависимости подвижности (Рис.2) наблюдаются два участка с различными значениями энтальпии активации движения зернограничной системы в виде полупетли: выше 385°С H=0.7 эВ, а ниже 385°С H=1.23 эВ.

3.Изменение энтальпии активации свидетельствует о смене механизма движения. Мы приписываем значение энтальпии активации H=0.7 эВ энтальпии активации движения зернограничного ребра на индивидуальной границе наклона $[11\bar{2}0]$, а значение энтальпии активации H=1.23 эВ энтальпии активации движения зернограничной фасетки окружённой ребрами на индивидуальной границе наклона $[11\bar{2}0]$.

Авторы благодарят РФФИ за частичную финансовую поддержку направления исследований в рамках программы ИННО (грант № 16 03 00248).

Список литературы

1. Сурсаева В.Г. // Известия РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 11. С. 1412.
2. Straumal B., Sursaeva V., Shvindlerman L.S. // Phys.Met.Metall. 1980. V. 49. P. 102.
3. Kopetskiy Ch.V., Shvindlerman L.S., Sursaeva V.G. // Scr. met. 1978. V. 12. P. 953.
4. Straumal B.B., Gornakova A.S., Sursaeva V.G. // Phil. Mag. Lett. 2008. V. 88. P. 27.

****

ЭФФЕКТЫ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В.

Россия, ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН

svburavova@yandex.ru

EFFECTS SUPPORTING FORMATION OF LOCALIZED DEFORMATION BANDS UNDER SHOCK LOADING

Belikova A.F., Buravova S.N., Petrov E.V.

The process of formation of localized deformation bands is accompanied by the effects of mass transfer of interstitial atoms (C, O), ultrathin hardening phase particles to spall locations and oscillation of stress waves in the ultrasonic frequency range, which increases the duration of impulse deformation by 2-3 orders of magnitude in comparison with the time of the initial pulse.

В условиях импульсного нагружения полосы локализованной деформации возникают (ПЛД). в зоне интерференции волн разгрузки, в результате высокоскоростного растяжения, а не при тепловом разупрочнении. Напряжение растяжения при этом не превосходит по величине динамической прочности материала, и нарушения сплошности не возникает. Откольная природа локализации деформации доказана многочисленными экспериментами [1]. По существу полоса локализации является незавершенной откольной трещиной. В экспериментах нагружение образца (3) осуществлялось ударом алюминиевой пластины (2), разогнанной зарядом взрывчатого вещества (1) (рис. 1). Форма образца в виде толстостенного полого цилиндр с диаметром 20 мм, и внутренним - 6 мм позволяла получить продольную откольную повреждаемость (как результат интерференции волн разгрузки, источниками которой являются внутренняя и внешняя поверхности образца). Микроструктура ПЛД и ширина полосы четко отслеживает напряжение растяжения. Рисунок 2 демонстрирует микроструктуру ПЛД вблизи зоны перехода, где напряжение растяжения максимально, при котором сплошность материала сохраняется. Характерной особенностью структуры является сильно деформируемый материал с большим количеством микропор, обнаружить зеренную структуру не представляется возможным.

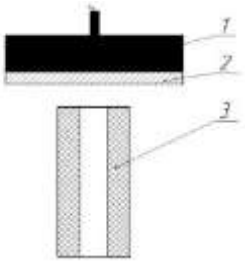


Рис.1. Схема эксперимента.

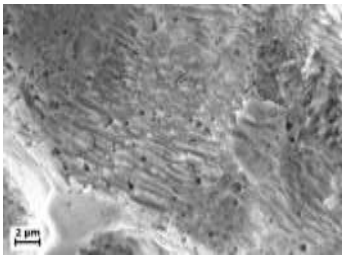


Рис.2. Структура ПЛД в области перехода трещины в полосу.

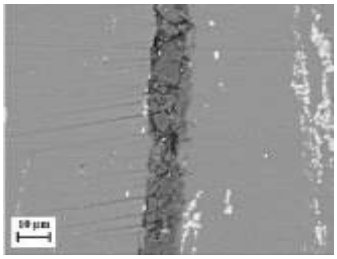
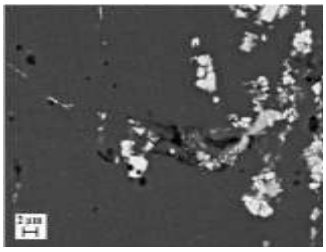


Рис.3. Фрагментированная микроструктура ПЛД.

Размер зародышевых микротрещин и микропор в полосах локализованной деформации меняется от 200 до 800 нм. По мере снижения растягивающих напряжений в зоне интерференции волн разгрузки, ширина ПЛД снижается, область бесструктурного материала заменяется на фрагментированную структуру. Осколки различных размеров в ПЛД показаны на рисунке 3. Внутреннее разрушение, фрагментация металла, дробление – неотъемлемое свойство материала в зоне интерференции волн разгрузки. Последующее снижение напряжения приводит к перерождению ПЛД в цепочку крупных пор. Заканчивается ПЛД, когда толщина ее становится меньше микрона.

Влияние процесса локализации на исходную структуру изучалось на алюминиевом сплаве и малоуглеродистой стали. Легирующая фаза, состоящая из интерметаллидов на основе магния, марганца и меди, имела строчечное расположение частиц, сформированное в процессе технологической прокатки. Расстояние между строчками упрочняющей фазы менялось от 20 до 40 μm. Индивидуальный размер частиц составлял 0.5-2 μm. Как видно на рисунке 4, пересечение колоний частиц легирующей фазы полосой локализации, приводит к сегрегации интерметаллидов на поврежденных местах. Сегрегация свидетельствует о миграции интерметаллидов к зоне поврежденности. Толщина слоя, с которого частицы мигрируют, составляет 10-20 μm. Прохождение ПЛД вдоль колоний частиц приводит к миграции их к зоне повреждаемости с расстояния до 10 μm. Сегрегация интерметаллидов свидетельствует о миграцией частиц к зоне поврежденности. Размер частиц внутри ПЛД заметно снижается, что свидетельствует о растворении интерметаллидов. Утоньшение, или полное исчезновение колоний перлита в матричном материале стального образца наблюдалось вблизи ПЛД [2].



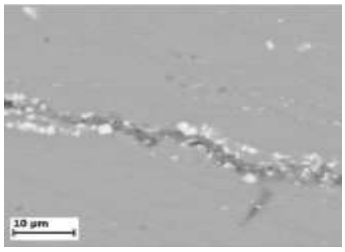


Рис 4. Сегрегация частиц интерметаллидов на местах откольной повреждаемости.

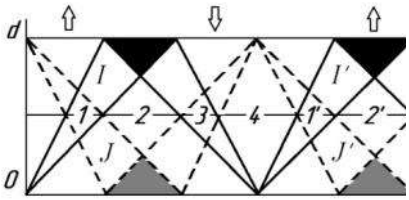


Рис 5. x-t диаграмма образования ПЛД.

Энерго-дисперсионный анализ стального образца на углерод, а так же снижение микротвердости приграничного материала с ПЛД, свидетельствует о массопереносе углерода из матричного материала к областям повреждаемости, при этом толщина слоя, с которого мигрирует углерод достигает 40 -50 μm. В [2] обнаружено покрытие на фрагментах в ПЛД медного образца, состоящее из ультра тонких частиц размером до 50 нм, которые оказались зародышами оксидов. Возможно, источником окисления является кислород, растворенный в металле при его изготовлении. Процесс формирования ПЛД сопровождается эффектом массопереноса атомов внедрения (C, O) и ультратонких частиц упрочняющей фазы к местам откольной повреждаемости.

Рассмотрение x-t диаграммы образования ПЛД позволяет выявить ранее не известные особенности процесса локализации деформации. На x-t диаграмме (рис. 5) I и J- встречные волны разгрузки; 1, 2- области растяжения; 3, 4 - области сжатия. В момент прохождения ударной волны по образцу в каждом сечении на боковых гранях возникают волны разгрузки, которые дойдя до

противоположной грани, возвращаются в исходное положение. И этот процесс многократно повторяется. Волновые процессы взаимодействия волн разгрузки между собой и с гранями образца, сопровождаются осцилляцией напряжения в ультразвуковом диапазоне частоты $\gamma = c_0 / 2d$, (d - расстояние между источниками волн разгрузки, c_0 - скорость звука), при этом в образце возникают стоячие волны. В силу симметрии поперечная составляющая массовой скорости на оси симметрии, где зарождается ПЛД, равна нулю - это узел стоячей волны, а пучностью является свободная поверхность, где напряжение всегда рано нулю. Характерной особенностью стоячих волн является образование замкнутых областей, длиной 1/4 длины волны, где количество энергии сохраняется и не обменивается с соседними областями. Процесс осцилляции продолжается без действия внешних сил и после того, как ударная волна прошла образец. Из откольной модели локализации пластической деформации однозначно следует, что при импульсных нагрузках образование ПЛД сопровождается осцилляцией напряжений. Реверберация волн (затухающая стоячая волна) является неотъемлемым свойством процесса формирования ПЛД.

Представляет интерес оценить время затухания поперечных колебаний. Для идеальной упруго–пластической среды (модуль упрочнения равен нулю) удельная потеря энергии e зависит от динамического предела текучести σ_{yield} [3], и равна $e = 2\sigma_{yield}\ (\varepsilon - \varepsilon_g)/3\rho_0$, где ε - степень деформации, ε_g - деформация в упругом предшественнике. Коэффициент затухания α определяется как отношение потери энергии e, к внутренней энергии ударно сжатого материала. Оценка показывает, что за счет образования стоячих волн длительность импульсного деформирования образца возрастает, по крайней мере, на два порядка, по сравнению с временем нагружения начальным импульсом.

Литература:

1. Буравова С. Этюды на тему локализации динамической деформации // Palmarium Academic Publishing ISBN 978-3-639-85284-4. 2014. 140 с.

2. Буравова С.Н. // ЖТФ. 2017. №10.

3. Степанов Г.В. Упруго-пластическая деформация материалов под действием импульсных нагрузок. - Киев: Наук, Думка. 1979. 268 с.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКЕ

Табатчикова Т.И.[1], Терещенко Н.А.[1], Яковлева И.Л.[1], Гуднев Н.З.[2]

[)] ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, tabat@imp.uran.ru

[я]ОАО «Уралтрансмаш», Екатеринбург, Россия, Eltiseva.LV@uraltransmash.ru

В настоящее время в различных отраслях машиностроения гидроабразивная резка (ГАР) получает все более широкое применение, поскольку известные способы высокотемпературной резки (газовая, плазменная, лазерная) имеют недостатки, связанные с большой шириной реза, значительной шероховатостью поверхности реза, необходимостью использования сложного и дорогого оборудования.Сущность процесса гидроабразивной резки состоит в использовании струи воды, сжатой под давлением около 4000 атмосфер и пропущенной через отверстие менее 1 мм, в которую добавлены частицы песка-абразива. Технология гидроабразивной резки основана на принципе эрозионного воздействия абразива: высокоскоростные твердофазные частицы, направленные на разрезаемый материал со скоростью, превышающей скорость звука в 3–4 раза, выступают в качестве переносчиков энергии и, ударяясь о поверхность изделия, отрывают и удаляют частицы материала из полости реза. В результате контакта частиц с материалом происходит их взаимное разрушение.Однако широкому внедрению данного метода резки, как финишной операции для деталей ответственного назначения, препятствует отсутствие достоверных сведений о влиянии процесса воздействия гидроабразивной струи на состояние материала в слое, прилегающем к поверхности резания.

Целью данной работы являлось исследование структуры и упрочнения поверхности промышленного алюминиевого сплава, подвергнутого воздействию гидроабразивной струи в режиме резания.

В качестве материала для исследований был выбран широко используемый алюминиевый сплав АМг6 (6,2мас.% Mg; 0,4% мас.% Si;0,4 мас.% Fe; 0,6 мас.% Mn). Гидроабразивную резку осуществляли на установке OMAX 120X-1. В процессе ГАР был использован гранатовый песок, состав которого приведен в табл. 1. Средний размер частиц песка составил 150-300 мкм.

Таблица 1. Химический состав песка-абразива, мас. %

SiO_2	Fe_2O_3	Al_2O_3	MgO	MnO	CaO
36	33	23	6	1	1

Для исследования изменений структуры в слое, прилежащем к поверхности резания, был изготовлены шлифы, поверхность которых была перпендикулярна к поверхности резания. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,196 Н.Послойное рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в излучении железа. Исследование тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии проводили на микроскопе JEM-200CX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Тонкая фольга изготавливалась из заготовки, вырезанной параллельно поверхности реза и включающей эту поверхность. Дальнейшее механическое и электролитическое утонение проводилось только со стороны основного металла, а поверхность реза преимущественно сохранялась.

Исследование поверхности реза методом сканирующей электронной микроскопии показало, что она характеризуется сложным рельефом, связанным с воздействием потока жидкости, содержащей абразивные частицы. Поверхность состоит из борозд длиной 100-300 мкм и глубиной несколько мкм, в которых видны внедренные в поверхность резания частицыразмером не более 10-20 мкм. Следовательно,частицы абразива в процессе ГАР подверглись интенсивному ударному воздействию, при котором произошло их дробление на осколки существенно меньшего размера.

Развитие пластической деформации в приповерхностном слое сопровождается упрочнением исследуемого сплава. На участке, непосредственно прилегающем к поверхности реза, микротвердость имеет максимальные значения 100 HV. По мере удаления от плоскости реза микротвердость монотонно уменьшается до значений микротвердости основного металла, то есть 70 HV. Глубина наклепанного слоя составляет 100 мкм. Рентгенографическое исследование показало, чтопри удалении от поверхности гидроабразивного реза на расстояние до 60 мкм ширина линий существенно уменьшается, далее изменяется незначительно и на расстоянии 85–120 мкм приобретает значения, характерные для объема сплава. Таким образом, глубина наклепанного слоя, составляет примерно 100 мкм, что соответствуют данным, полученным при измерении микротвердости. Плотность дислокаций вблизи поверхности реза имеет значение $\rho = 3{,}7 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, по мере удаления от нее постепенно уменьшается и на расстоянии 120 мкмсоставляет$1{,}9 \cdot 10^{9}$см$^{-2}$.

При обобщении результатов рентгенографических исследований было установлено, что непосредственно на поверхности реза размер блоков когерентного рассеяния заключен в диапазоне $D = (1{,}5\text{-}3{,}2) \cdot 10^{2}$нм, а величина микроискажений составляет $\Delta a/a = (0{,}4–0{,}6) \cdot 10^{-3}$. Эти данные свидетельствуют о том, процесс гидроабразивной резки приводит к формированию в приповерхностном слое сплава АМг6 субмикрокристаллической структуры с повышенным уровнем микроискажений.

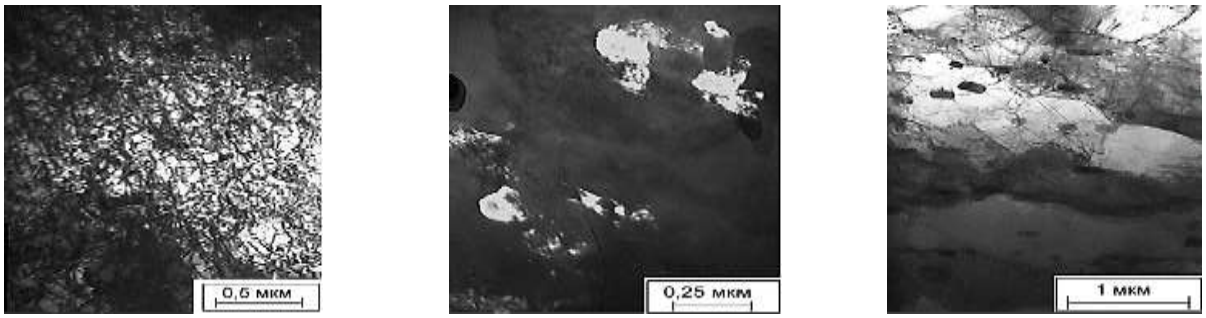


Рис. 1. Микроструктура сплава АМг6 вблизи поверхности реза: а – высокая плотность дислокаций (светлопольное изображение); б – фрагменты (темнопольное изображение в рефлексе (220) ГЦК – фазы); в –субмикрокристаллические зерна (светлопольное изображение).

Электронно-микроскопические исследования показали, что в области, удаленной от поверхности реза приблизительно на 40–50 мкм, наблюдаются полосы множественного скольжения,

свидетельствующие о протекании пластической деформации, присутствуют выделения алюминидов стержнеобразной формы, что подтверждается темнопольными изображениями, полученными в рефлексе (113)$MnAl_6$.

Структура сплава в области, удаленной от поверхности реза приблизительно на 20–30 мкм, отличается сильной неоднородностью. Протяженные участки с повышенной плотностью дислокаций (рис. 1 а) чередуются с областями, имеющими развитую ячеистую структуру.Увеличение степени деформации приводит к перестройке ячеистой структуры, которая приобретает фрагментированное строение (рис. 1б). Значительная пластическая деформация приводит к трансформации интерметаллидной фазы, а именно: крупных стержнеобразных выделений фазы $MnAl_6$ не наблюдается,напротив, присутствуют фрагменты частиц, которые образовались при дроблении стержней.

В структуре исследуемого сплава в области, находящейся рядом с поверхностью реза, наблюдаются вытянутые субмикрокристаллические зерна размером до 1–2 мкм (рис. 1 в), образовавшиеся в результате низкотемпературной динамической рекристаллизации. Анизотропия их формы обусловлена особым механизмом низкотемпературной рекристаллизации «insitu», заключающемся в слиянии ячеек (нанофрагментов) с малоугловойразориентацией, расположенных вдоль полос деформации. Средний размер ячеек в непосредственной близости от поверхности реза составляет $(1,5\text{-}1,7)\cdot10^2$нм. Доля структуры, в которой прошла динамическая рекристаллизация, составляет не более 20 %. Однако факт наличия структуры такого типа свидетельствует о том, что процесс гидроабразивного воздействия сопровождается разогревом локальных участков поверхности реза. Температуру нагрева можно ориентировочно определить, исходя из известных соотношений между температурой начала рекристаллизации $T_р$ и температурой плавления $T_{пл}$: $T_р = 0,6T_{пл}$. Для сплава АМг6 приблизительная оценка позволяет получить следующее значение: $T_р$= 290ºС. Размер и морфология интерметаллидной фазы вблизи поверхности реза отличается от морфологии, характерной для основного металла, находящегося на значительном удалении от поверхности реза, наблюдаются короткие раздробленные в процессе деформации частицы длиной от 0,1 до 0,2 мкм(рис. 1 в), иногда вытянутые в цепочки.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» (№ 01201463331)при частичной поддержке Комплексной программы УрО (проект №15-17-2-

****

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Щипачев А.М.

Российская Федерация, Санкт-Петербурский горный университет, shipachev@smpi.ru

ENDURANCE LIMIT PROGNOSTICATION OF TITANIUM ALLOYS AS A RESULT OF TENCILE STRENGTH TESTS

Schipachev A.M.

Russian Federation, Saint-Petersburg Mining University, shipachev@smpi.ru

Derivation of formulas of endurance limit prognostication on the base of energetic theory was made. An endurance limit was determined by the results of tensile strength tests, using strength limit and reduction of area. This formulas were applied to titanium alloys test results data. The regression equations were got on the base of this data. It is showed that suggested formulas have a split-hair accurasy.

Оценка предела выносливости металлов на основе параметров, получаемых из результатов испытаний на статический разрыв, широко известна. Существуют различные аналитические зависимости, включающие различный набор этих параметров. Точность расчета по таким зависимостям часто остается неясной. Актуально создание точной, научно обоснованной зависимости для косвенного определения предела выносливости металла, что не потребует в ряде случаев проведения длительных и дорогостоящих испытаний на усталость.

На основе энергетических представлений о прочности и разрушении были выведены феноменологические зависимости для определения предела выносливости металла [1]. Вывод этих зависимостей основывался на понятии истинных характеристик прочности материала.

Была теоретически обоснована связь между величиной S_{0*}, которая была названа истинным сопротивлением сдвигу и определена как интенсивность напряжений в центре наименьшего сечения шейки, соответствующей моменту разрушения образца, и пределом выносливости при симметричном цикле σ_{-1}[2]

$$\frac{S_{0*}}{\sigma_{-1}} = M_{-1}, \quad (1)$$

где M_{-1} - коэффициент эквивалентности нестационарных напряженных состояний.

Истинное сопротивление сдвигу S_{0*} определяется по формуле [2]

$$S_{0*} = S_k f(\psi), \quad (2)$$

где $f(\psi)$ - поправочный коэффициент, который может быть аппроксимирован линейной зависимостью

$$f(\psi) = A - B\psi \ , \quad (3)$$

где A=1,052 и B=0,312.

Доказательством справедливости зависимости (1) явилось установление тесной корреляционной связи предела выносливости σ_{-1} и истинного сопротивления сдвигу S_{0*} для различных металлических материалов (объем выборки n = 268) [2]. Коэффициенты корреляции составили r = 0,90...0,98.

При отсутствии сведений об S_k расчет проводился через предел прочности $\sigma_в$ и относительное сужение, вычисленное в наименьшем сечении шейки после разрыва ψ по формуле, полученной для цветных металлов, в том числе и титановых сплавов [2]

$$S_K = \sigma_B(0{,}8 + 2{,}06\psi) \quad (4)$$

Таким образом, регрессионную зависимость между пределом выносливости и характеристиками статической для титановых сплавов можно представить в виде

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_B}{M_{-1}} f(\psi)(0{,}8 + 2{,}06\psi)\cdot \quad (5)$$

Обобщая зависимости (1)-(5), приходим к расчетной формуле, представленной в общем виде

$$\sigma_{-1} = \frac{\sigma_в}{M_{-1}}(A + B\psi)(C + D\psi)\cdot$$

По сути, с математической точки зрения, мы имеем двухфакторную зависимость вида $\sigma_{-1} = f(\sigma_в, \psi)$. Параметр M_{-1} - постоянная величина при данном виде напряженного состояния, к примеру, при циклическом изгибе он равен 3,43.

Линейная аппроксимация в виде эмпирического уравнения будет иметь вид

$$\sigma_{-1} = \alpha\sigma_в + \beta\psi + \gamma. \quad (7)$$

Коэффициенты α, β, γ зависимости (7) будут неизменны для материалов данной группы (марки сплава) и напряженного состояния. Если, например, меняется напряженное состояние, то следует ожидать изменения этих коэффициентов. Зависимость (7) содержит три неизвестных параметра (α, β, γ), определяемых на основе статистических данных, а зависимость (6) - пять (*A, B, C, D,* M_{-1}). Три неизвестных параметра в зависимости (7) легко определяются по результатам расчета линейной двухфакторной регрессии при известных параметрах $\sigma_{-1}, \sigma_в$ и ψ_k. Если же пользоваться зависимостью (6), то три параметра из пяти, по сути, назначаются произвольно

В данном случае термодинамический (энергетический) подход и зависимости (1)-(7) позволили теоретически обосновать при расчете σ_{-1} необходимость учета не только $\sigma_в$, но и величины ψ.

Проведна проверку адекватности линейной аппроксимации (7) и определены значения параметров регрессии α, β, γ на основе статистических данных по механическим свойствам титановых сплавов.

Рассчитаны данные механических свойств (σ_{-1}, $\sigma_в$, ψ) для титановых сплавов ВТ6, ВТ3-1, ВТ4, ВТ5, ВТ8, ВТ18, ВТ9, ВТ20 найденные из различных литературных источников.

По результатам расчета линейной двухфакторной регрессии при известных параметрах σ_{-1}, $\sigma_в$ и ψ (таблица 1) были определены значения коэффициентов линейной регрессии α, β, γ.

Регрессионная зависимость для определения предела выносливости титановых сплавов в целом (на основе данных табл.1) имеет вид:

$$\sigma_{-1} = 0{,}49\sigma_в + 302{,}72\psi - 134{,}4 \quad (8)$$

При этом среднеквадратичное отклонение S=42,41 МПа, коэффициент корреляции r=0,92.

Для титанового сплава ВТ6 получена следующая регрессионная зависимость предела выносливости:

$$\sigma_{-1} = 0{,}41\sigma_в + 97{,}34\psi + 62{,}76 \quad (9)$$

При этом S=25,88 МПа и r=0,95.

Таким образом, необходимо искать корреляцию предела выносливости с двумя характеристиками материала $\sigma_в$ и ψ. Что и было проверено. Оказалось, что такая корреляционная связь является тесной и может быть рекомендована для практических расчетов

Литература

1. Федоров В.В. Термодинамический метод прогнозирования усталостных характеристик металлов. / В.В. Федоров, А.М. Щипачев, С.Г. Цыганов // Ташкентский ин-т ж/д тр-та. Ташкент, 1985. - 11 с.- Деп. В ВИНИТИ 21.06.85. - № 5008-85.

2. Ромашов Р.В. О корреляционной вязи пределов выносливости металлов с характеристиками статической прочности / Р.В. Ромашов, В.В. Федоров, В.Л. Соболев // Проблемы прочности – 1980 - № 11. - С. 24-27.

****

КОЭФФИЦИЕНТ ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ДИНАМИКА РЕШЕТКИ СТЕКЛООБРАЗНЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Сангадиев С.Ш., Дармаев М.В., Сандитов Д.С.

Россия, Бурятский государственный университет, E-mail: sanditov@bsu.ru

COEFFICIENT OF TRANSVERSE DEFORMATION AND DYNAMICS OF LATTICE OF GLASSY SOLIDS

Sangadiev S.Sh., Darmaev M.V., Sanditov D.S.

*Russia, Buryat State University, E-mail: sanditov@*bsu.ru

Показано, что коэффициент Пуассона стеклообразных твердых тел определенным образом связан с динамическими свойствами этих систем.

It is shown that the Poisson ratio of glassy solids is related with the dynamic properties of these systems.

Коэффициент Пуассона μ, который иногда называют коэффициентом поперечной деформации, равен отношению поперечной деформации тела $\varepsilon_z = \Delta r/r$ к его продольному удлинению $\varepsilon_x = \Delta l/l$ при одноосном растяжении: $\mu = -\varepsilon_z/\varepsilon_x$ [1]. При статическом упругом нагружении твердых тел происходят внутренние изменения динамического характера, например, изменение частоты колебаний атомов и температуры Дебая Θ_D. Для изотропных структур гранецентрированного и объемноцентрированного куба зависимость функции коэффициента Пуассона (1-2μ) от отношения $\Theta_D\sqrt{m}/T_{исп}$ оказывается линейной (m – масса атома, $T_{исп}$ – температура испарения) [2].

Поскольку произведение $\Theta_D\sqrt{m}$ тесно связано со среднеквадратичным смещением атома из равновесного положения $\langle \Delta r^2 \rangle$, можно рассматривать его как своеобразный аналог смещения атома из равновесного положения Δr_m и, следовательно, объема делокализации атома $\Delta v_e = \pi d^2 \Delta r_m$ в стеклообразных твердых телах [3]:

$$\Delta v_e = \frac{RT_g}{f_g B}, \qquad (1)$$

где R – газовая постоянная, B – упругий модуль объемного сжатия, f_g – доля флуктуационного объема, замороженная при температуре стеклования T_g, πd^2 – площадь эффективного сечения атома.

Поэтому по аналогии с указанной корреляцией следует ожидать определенную взаимосвязь между объемом делокализации атома Δv_e и величиной (1-2μ). В самом деле, между (1-2μ) и Δv_e для ряда стекол наблюдается линейная корреляция (рис. 1 и 2).

Функция коэффициента Пуассона (1-2μ) характеризует приращение объема тела при одноосной деформации:

$$(\Delta V/V) = \varepsilon_x(1\text{-}2\mu). \qquad (2)$$

Такого же приращения объема можно добиться путем теплового расширения тела при нагревании, где важную роль играет приращение флуктуационного объема за счет делокализации атомов: $\Delta V_e = N_e v_e$ (N_e – число делокализованных атомов). Если предположить, что изменение объема $\Delta V / V$ в приведенном соотношении (2) происходит так же в результате делокализации атомов под действием механического воздействия, можно ожидать корреляции между (1-2μ) и флуктуационным объемом делокализации атома Δv_e, который вычисляется по формуле (1).

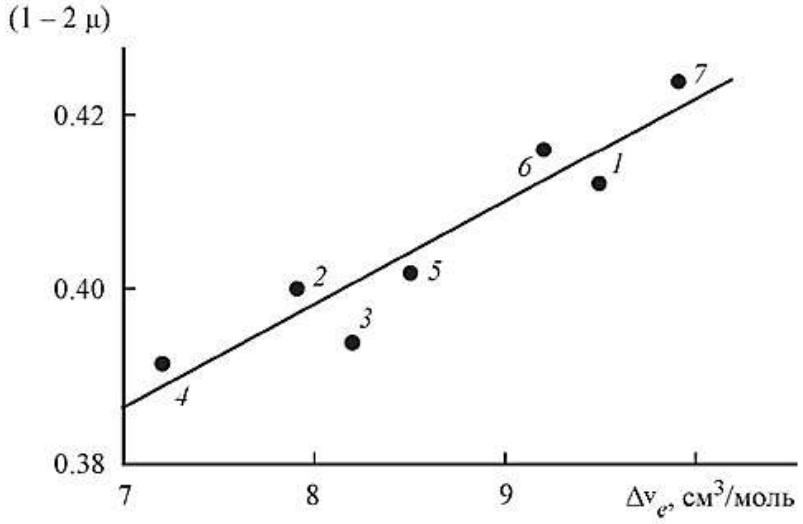


Рис. 1. Зависимость функции коэффициента Пуассона (1-2μ) от объема делокализации атома Δv_e для фосфатных стекол систем $NaPO_3$–Li_2SO_4 и $NaPO_3$–Na_2SO_4.
Содержание Li_2SO_4, мол. %: 1 – 0, 2 – 10, 3 – 20, 4 – 30; Na_2SO_4, мол. %: 5 – 10, 6 – 20, 7 – 30.

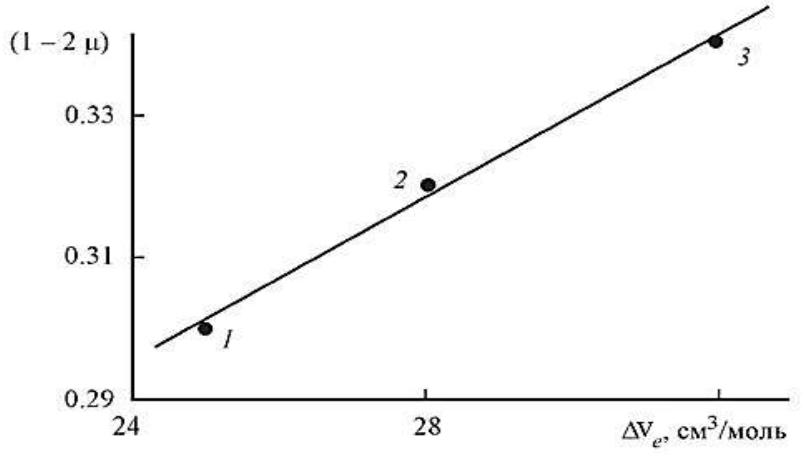


Рис. 2. Зависимость (1-2μ) от Δv_e у аморфных полимеров.
1 – поливинилхлорид, 2 – полистирол, 3 – полиметилакрилат.

У изотропных твердых тел диапазон разрешенных значений коэффициента поперечной деформации равен [1]: $-1 \le \mu \le 0.5$. Наличие твердого тела с отрицательным коэффициентом Пуассона μ < 0 противоречит здравому смыслу (при одноосном растяжении такого тела происходит его поперечное расширение вместо сжатия). Однако в последнее время получены изотропные твердые тела с отрицательным значением μ (обзор [4]).

Наряду с этим необычным явлением обнаружены другие “аномалии” [5, 6], например, однозначная связь коэффициента Пуассона с параметром Грюнайзена γ_D – мерой ангармонизма (нелинейности силы межатомного взаимодействия) [5]. Требуются дальнейшие исследования природы коэффициента поперечной деформации кристаллических и некристаллических материалов [2, 4-6].

Список литературы

1.Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. М.: Наука, 1965. 204 с.

2.Микитишин С.И. О взаимосвязи коэффициента Пуассона с другими характеристиками чистых металлов // Физико-химич. механика материалов. 1982. Т. 18. №3. С. 84-88.

3.Сандитов Д.С. Модель делокализованных атомов в физике стеклообразного состояния // ЖЭТФ. 2012. Т. 142. Вып. 1. С. 123-137.

4.Конёк Д.А., Войцеховски К.В., Плескачевский Ю.М., Шилько С.В. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (обзор) // Механика композитных материалов и конструкций. 2004. Т. 10. № 1. С. 35-69.

5.Беломестных В.Н., Теслева Е.П. Взаимосвязь ангармонизма и поперечной деформации квазиизотропных поликристаллических тел // ЖТФ. 2004. Т. 74. Вып. 8. С. 140-142.

6.Сандитов Д.С. Коэффициент поперечной деформации и структурно-чувствительные свойства стеклообразных материалов // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 9. С. 2-16.

****

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПЛОЩАДКЕ ТЕКУЧЕСТИ И ЗУБЧАТОГО ТЕЧЕНИЯ НА СТАДИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ТРИП-СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Терентьев В.Ф[1], Рощупкин В.В. [1] , Пенкин А.Г. [2], Слизов А.К. [3]

[1]ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Россия

[2]ЗАО «СДС», Москва, 119991, Россия

[3]ОАО «Камов», Люберцы Московской обл., 140007, Россия

С использованием метода акустической эмиссии (АЭ) проведены исследования особенностей поведения при статическом растяжении тонколистовой (толщиной 0,3мм) аустенитно- мартенситной трип - стали ВНС 9-Ш (0,25 С; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа, % мас.) с акцентрированием внимания на различии особенностей протекания деформации на площадке текучести и зубчатого течения на стадии деформационного упрочнения. Испытания на статическое растяжение со скоростью 5 мм/мин при комнатной температуре осуществляли с использованием плоских образцов (рис.1) с рабочей частью 20х20 мм на электро-механической 10-тонной машине Instron 3382. Исследование АЭ в процессе деформации образцов из трип – стали ВНС9-Ш проводилось с использованием акустико-эмиссионной диагностической системы СДС1008 [1] (рис.2, а), позволяющей осуществлять регистрацию, обработку, измерение и анализ комплекса параметров АЭ, включая распределение спектральной плотности мощности сигналов АЭ в частотном диапазоне 50-1000 кГц, а также определять линейные координаты источников АЭ вдоль рабочей части образца. Локация источников АЭ осуществлялась посредством применения двух каналов регистрации АЭ системы, при этом два преобразователя АЭ (D1, D2) устанавливались в области переходов от рабочей части образца к более широким его частям (рис. 1 и рис. 2, б). Расстояние между датчиками составляло 70 мм.

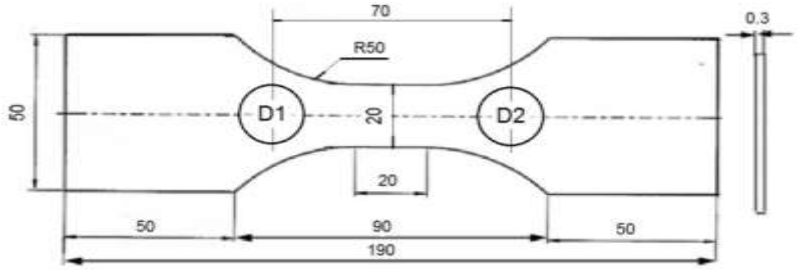
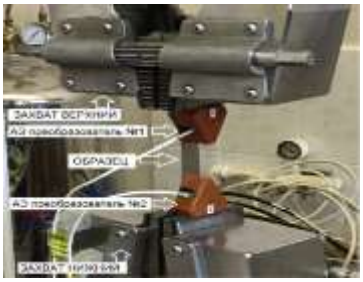


Рис. 1. Образец для испытания на статическое растяжение (D1, D2 – места установки преобразователей АЭ)

Основной задачей исследования было установление механизма локализации деформационных процессов в трип-стали ВНС 9-Ш на площадке текучести и стадии деформационного упрочнения, на которой наблюдается зубчатость, связанная с образованием мартенсита деформации. С этой целью была задействована программа определения координат источников сигналов АЭ «МАЭСТРО» [1].



а



б

Рис. 2. Акустико – эмиссионная диагностическая система СДС1008 (а) и схема крепления преобразователей АЭ (D1-D2) на образце в захватах испытательной машины Instron 3382 (б).

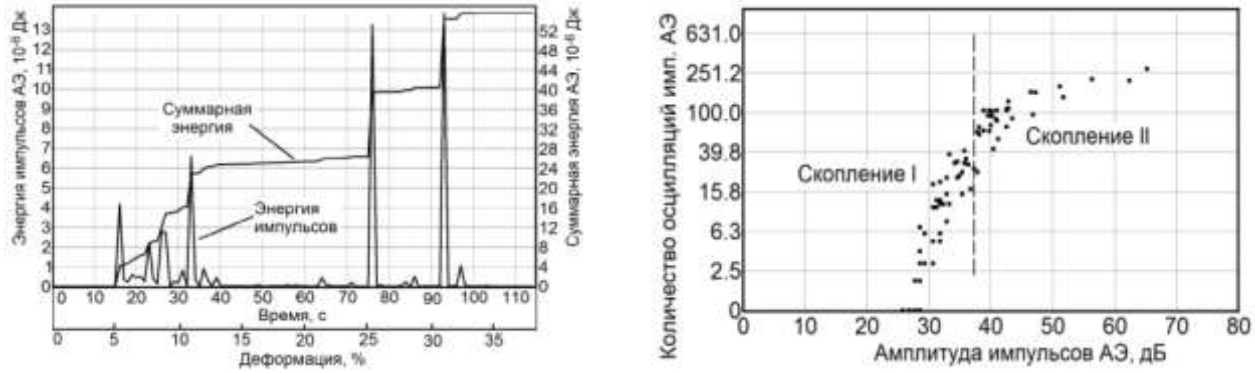
Основной задачей исследования было установление механизма локализации деформационных процессов в трип-стали ВНС 9-Ш на площадке текучести и стадии деформационного упрочнения, на которой наблюдается зубчатость, связанная с образованием мартенсита деформации. С этой целью была задействована программа определения координат источников сигналов АЭ «МАЭСТРО» [1].



Рис. 3. Кривая растяжения трип-стали с указанием основных стадий деформирования

На рис. 3 представлена кривая растяжения трип-стали с указанием основных стадий деформирования. Были получены следующие характеристики механических свойств: а - предел прочности $\sigma_в$ = 1802 МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 1362 МПа, физический предел текучести $\sigma_т$ = 1650МПа, относительное удлинении δ = 27%, деформация на площадке текучести $Ɛ_т$ = 5%, деформация на стадии микротекучести 0,7%.На рис. 4 представлены данные по изменению энергии импульсов и суммарной энергии АЭ (а) и амплитудное распределение осцилляций импульсов АЭ (б) в процессе статического растяжения во временном интервале от 15с до 104с (Ɛ=5-33%), не включающим участок микропластичности, особенности подробно рассмотренным в [*2*], а также

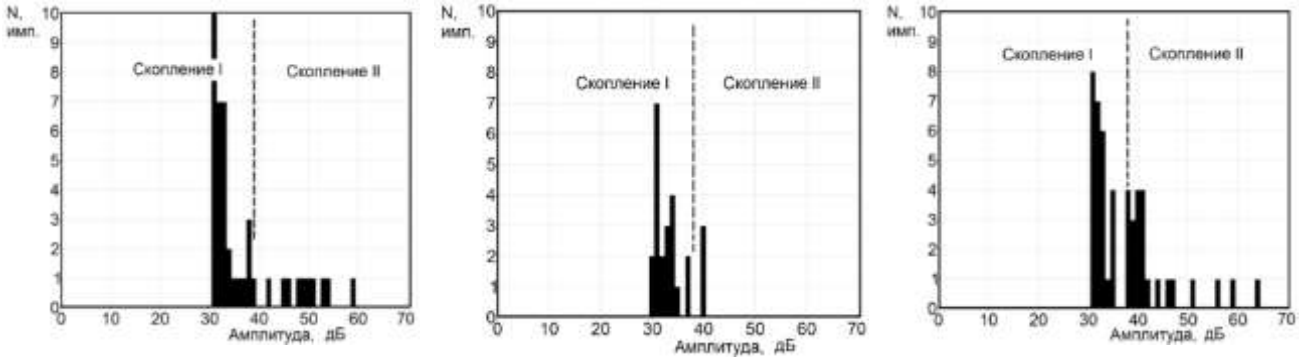
стадия окончательного разрушения образца, когда энергия импульса на два порядка превышает уровень АЭ на стадии деформационного упрочнения (табл.№1).



а) *б)*

Рис. 4. Изменение энергии импульсов и суммарной энергии АЭ (а) и амплитудное распределение осцилляций импульсов АЭ при растяжении образца из трип-стали ВНС9-Ш в диапазоне Ɛ=5-33%

Ранее показано [*2*], что сигналы скопления I (рис.4, б) связаны с движением и размножением дислокаций, а скопления II – с возможным фазовым превращением. АЭ сигналы скопления II (с амплитудой более 38 дБ) регистрируются преимущественно на площадке текучести и после локализации деформации (рис. 5, (а) и (в), когда в локальных объемах материала происходит интенсивная пластическая деформация (деформация Людерса-Чернова на площадке текучести или на заключительной стадии деформационного упрочнения), сопровождаемая в случае трип- стали образованием мартенсита деформации.



а) *б)* *в)*

Рис.5. Амплитудные спектры сигналов АЭ на площадке текучести (а) (Ɛ=5-12%), на начальной стадии деформационного упрочнения (б) (Ɛ=12-22%) (до локализации деформации) и на стадии локализации деформации (в) (Ɛ=22-33%)

Высокая амплитуда и энергия таких сигналов АЭ позволяют аппаратными и программными средствами определить местоположение таких источников и таким образом проследить кинетику распространения полос Людерса-Чернова на площадке текучести и на заключительной стадии деформационного упрочнения (стадия локализованного разрушения). В таблице №1 представлены результаты локации высокоамплитудных сигналов АЭ, зарегистрированных в процессе статического растяжения в диапазоне деформации Ɛ=5 - 33%.

На основании приведенных данных можно видеть, что распространение полос Людерса-Чернова на площадке текучести начинается на 26 секунде (АЭ сигнал №1) в рабочей части образца со стороны АЭ преобразователя D1 (рис.1) (x=3,05 см) и завершается через пять секунд на противоположной стороне рабочей части АЭ сигналом №7 (x=4,25). «Волна» многократного микрошейкообразования (начала стадии деформационного упрочнения), связанного в трип – сталях с прерывистой текучестью и образованием мартенсита деформации [3], начинается с АЭ события №12 на 49 секунде также со стороны преобразователя D1 (x=3,35 см) и достигает противоположной стороны рабочей части образца (x=4,85 см) на 86 секунде (АЭ сигнал №15). Стадия разрушение образца происходит в той области рабочей части (x=3,20 см), вблизи которой инициировались и

деформация Людерса - Чернова и первичное микрошейкообразование (недалеко от преобразователя D1).Terentjev) и сопровождается АЭ амплитудой 86 дБ (АЭ сигнал №17). На этой заключительной стадии происходит интенсивное образование мартенсита деформации и по данным рентгеноструктурного анализа на поверхности разрушения присутствует почти 100% -ное содержание мартенсита деформации.

Таблица №1.

Таблица координат источников и параметров сигналов АЭ зарегистрированных в процессе статического растяжения в диапазоне Ɛ=5 - 3%.

Номер	Коорд. 1	Коорд. 2	Датчики группы	Номера АЭ Событий	Время	Локационная амплитуда (дБ)
1	X = 3,05 см		1-2	73,74	00:00:26	40,99
2	X = 3,20 см		1-2	76,77	00:00:26	45,9
3	X = 3,20 см		1-2	78,79	00:00:26	45,68
4	X = 3,80 см		1-2	83,84	00:00:27	66,3
5	X = 4,10 см		1-2	85,86	00:00:29	56,8
6	X = 3,80 см		1-2	88,89	00:00:31	50,01
7	X = 4,25 см		1-2	91,92	00:00:31	48,87
8	X = 1,10 см		1-2	95,96	00:00:33	59,46
9	X = 3,35 см		1-2	98,99	00:00:34	54,58
10	X = 2,60 см		1-2	104,105	00:00:39	46,01
11	X = 2,60 см		1-2	106,107	00:00:39	42,7
12	X = 3,35 см		1-2	108,109	00:00:49	44,12
13	X = 4,10 см		1-2	112,113	00:01:04	56,26
14	X = 4,55 см		1-2	115,116	00:01:06	43
15	X = 4,85 см		1-2	124,125	00:01:26	50,53
16	X = 4,35 см		1-2	138,139	00:01:43	47,82
17	X = 3,20 см		1-2	140,141	00:01:45	86

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-02518

Литература

1. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

2. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рощупкин В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П.. Анализ стадийности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // Деформация и разрушение, 2016. № 10, с. 35 -40.

3. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К., Кобелева Л.И., Марченков А.Ю., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П. Особенности поведения тонколистовой аустенитно - мартенситной трип – стали ВНС9-Ш в условиях статического и циклического деформирования // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 8. С.39-47.

****

FRACTURE SURFACE AFTER THE DEFORMATION BY TRACTION OF A NODULAR CAST IRON SUBMITTED TO THE INOCULATION AND NODULIZATION TREATMENT

EVERTON MAICK RANGEL PESSANHA[A], Matlakhova L. A. [1], Vidal D. F. [2]

[1]State University of the Northern Fluminense Darcy Ribeiro (UENF).
Advanced Materials Laboratory (LAMAV).
Av. Alberto Lamego, 2000, 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brazil.
[2]ewerton_cosmos@yahoo.com.br, [b]lioudmila@uenf.br, [c]vidaltst@hotmail.com

The ductile cast iron (DIN) is characterized by the presence of free carbon in the form of spheroidal graphite due to the treatment of nodulization, carried out in the liquid state and consisting of the addition of chemical elements such as inoculants (Si) and nodulizatin (Mg, Ce, Ca) agents. This promotes the formation of graphite nodules conferring to the alloys the characteristics of high ductility and elongation up to 10-22%, with good mechanical resistance in the range of 380-450 MPa for a pearlitic matrix [1-3].

The present work has the aim to study the fracture surface of the deformed samples of eight DIN ingots, obtained in the Saint-Gobain Canalization Plant (SGC) using the bell immersion technique and varying the time of pouring, after inoculation and nodulization, every five minutes, with simultaneous measuring of liquid metals temperature, from T1 (10 min/1362ºC) to T8 (45min/1232ºC).

The chemical composition of the ingots was determined at the SGC plant using the OES-5500 II mass spectrometer for the analysis of the elements Si, Mn, Mg, P, S and Ti and the LECO CS 200 elemental analyzer to determine the carbon content. The fracture surface and semi-quantitative chemical composition analyzes were carried out using the Scanning Electron Microscope (SEM/EDS) model SUPERSCAN/SS500-50 Shimadzu after tensile deformation tests up to rupture using the universal machine INSTRON-5582, realized in the LAMAV/UENF.

The rupture surfaces of the hypereutectic DIN (that contains on average 3,61%p.C, 2,62%p.Si, 0,20%p.Mn, 0,11%p.P, 0,008%p.S, 0,02%p.Ti and 0,09%p.Mg), for different times of pouring, are presented in figure 1(a-h). These show fracture characteristics of the ductile-brittle type with deformation lines and microcavities where the nodules are homogeneously distributed in the matrix and also empty surfaces in which the nodules were extracted during the plastic deformation. The ductile fracture occurred by nucleation and growth of these microcavities and presented a rough appearance and revealed the alveoli, usually associated to graphite nodules, as in figure 1(a, g).

The characteristic regions in the fragile fracture presented deformation lines, as shown in figure 1(e, f), which revials the so-called "river patterns" in which the rivers in the cleavage facet indicate the direction of crack propagation. This type of fracture is recognized by the presence of facets of cleavage, a rough appearance and graphite nodules not detached from the matrix, characteristics of absence or little plastic deformation in the fracture process. In general, fragile fracture modes are associated with the high rate of fracture propagation, initially with crack nucleation followed propagation by cleavage.

The figure 1(b) shows the fracture of perlite grains on the NCI, poured in time T2 (15 min/1326°C). Perlitic regions present ductile fracture and reveal typical characteristics of this micro-constituent. In this micrograph, there are still white whitish particles, points 1 and 2, interconnecting perlite constituents, which were identified by semi-quantitative chemical analysis by EDS as inclusions of oxides and silicates composed of 0,27%p.Ca, 0,27%p.Si, 26,69%p.Mg, 32,79%p.Fe and 39,98%p.O. It is important to emphasize that these oxide inclusions acted as stress concentrators facilitating the nucleation and propagation of cracks that contributed to the subsequent fracture of the test piece.

The grafite nodules, in the fracture region, presented a form peculiar with "cabbage" aspect, figure 1(c). The graphite, due to its brittleness, is expected to be the first phase to suffer the fracture process during the tensile test and thus can easily present cracks, exactly as it can be observed in figure 1(c) for the DIN poured in time T3 (20 min/1303°C), where the crack tends to divide the graphite nodule. The fracture at the graphite/matrix interface occurs at the beginning of the deformation process because of the concentration of stresses next to the graphite particle, absorbing its fracture energy. Despite the fragility of this microstructure, some authors [4-6] attribute to nodes the effect of blocking of cracks propagation through the material.

The mechanical tests of the DIN, poured in time T6 (35 min/1254ºC) showed the limit of tensile strength and elongation, respectively, of 506 ± 15 MPa and 14 ± 9% [7]. The fracture surface of the DIN-T6

shows a predominance of fragile aspect with lines of deformation and microcracks, and the blocking effect of cracks by the nodule, figure 1(f). It should be taken into consideration the predominance of the ferritic matrix for this batch of DIN studied, which indicates that the formation of this main crack resulted in the plastic deformation of the test specimen, because the formation of the main crack in DIN with ferritic matrix occurs after intense plastic deformation, evidencing the high capacity of this material in blocking individual cracks, thus revealing the importance of spheroidal graphite.

Some decrease of mechanical strength (σ_r) and relative elongation (δ) in the alloys with longer waiting time in the liquid state prior to casting, T7-40 min, figure 1(g), and T8-45 min, figure 1(h), were revealed. This decrease in elongation at the instant that should increase, since the alloy became less resistant, is due to the influence of the appearance of the free cementite in the matrix as a result of metastable transformation mechanism. In this case, resulting from the deformation process, the surface fracture revealed well-divided characteristics, a region with ductile fracture aspect with fibrous micro-cavities in a matrix, and another region with brittle fracture characteristics with cracks and cleavages.

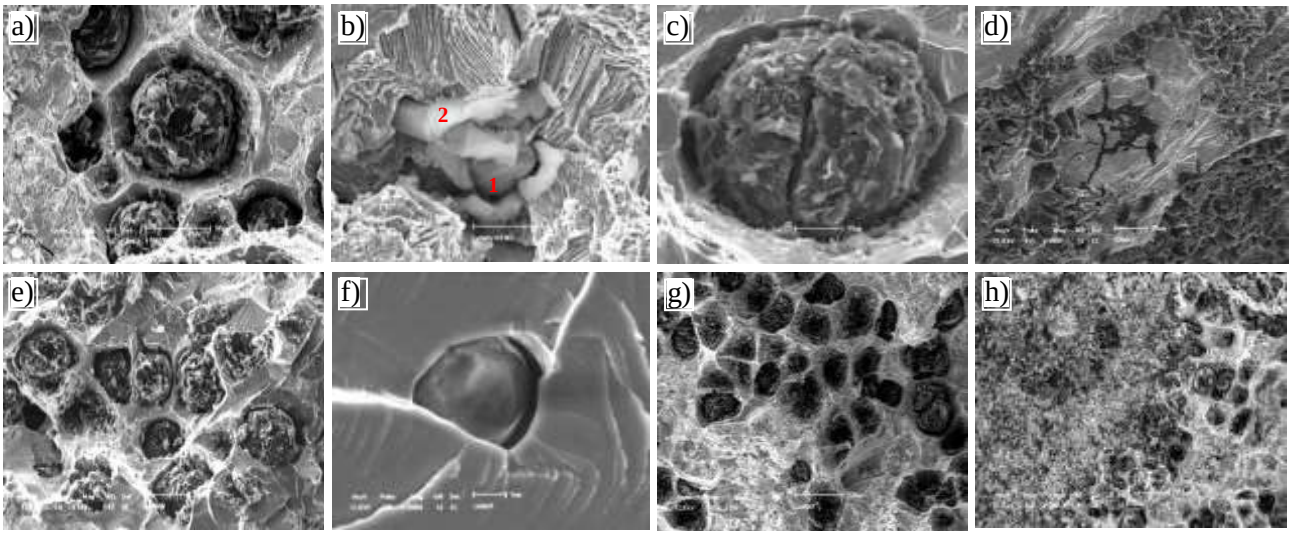


Figure 1 *– Fracture surface obtained by SEM of the DIN submitted to the tensile test for different times and pouring temperature, a) T1-10min/1362ºC (400x), b) T2-15min/1326ºC (1800x), c) T3-20min/1303ºC (3000x), d) T4-25min/1285ºC (1000x), e) T5-30min/1268ºC (540x), f) T6-35min/1254ºC (20000x), g) T7-40min/1244ºC (540x), h) T8-45min/1232ºC (100x).*

It is also considered that an inadequate distribution (no homogenous) of graphite nodules may facilitate the propagation of cracks. The figure 1(e, g) shows the tendency to align the nodules that were revealed by the fracture in the planes where these nodules are concentrated. The main consequence of this distribution is the decrease in δ with some decrease of σ_r, thus reducing the quality index of the piece [2].

The figure 1(h) shows regions with fine graphite inclusion agglomerates on the metal matrix, with the presence of graphite nodulares and empty regions where the nodules were extracted during the deformation. Beyond the regions with a ductile fracture aspect, regions with inclusions rich in Mg, Ca, O and Al was also identified, which could acted as stress concentrators, favoring to crack nucleation and then to propagation by cleavage.

References:

1.Chiaverini V. Cast Iron and Steel. Brazilian Association of Metallurgy and Materials (ABM), 7ª ed. Expanded and revised. São Paulo, p. 494-581, 2012.

2.Guesser W. L. Mechanical properties of cast iron. São Paulo: Editor Blucher, 335 p, 2009.

3.Santos A. B. de S.; Branco C. H. C. Metallurgy of gray and nodular cast irons. São Paulo. Institute of Technological Research (IPT), 206 p, 1989.

4.Voigt R. C.; Eldory L. M.; Chiou H. S. Fracture of ductile cast irons with dual matrix structures. AFS Transactions, v. 94, p. 645-656, 1986.

5.Pourladian, B; Voigt, R. C. Fracture of malleable iron, Part I: Ferritic malleable iron. AFS Transactions. v. 95, p. 515-522, 1987.

6.Shiota T. Fatigue crack initiation and propagation behaviors in ferritized spheroidal graphite cast iron and extremely low carbon steel. In. BCIRA Abstracts, may, p. 45-46, 1990.

7.Pessanha, E. M. R. Influence of pouring time up to 45 min and the contents of silicon, phosphorus and titanium in the structure and mechanical properties of nodular cast iron. Doctoral thesis State University of the Northern Fluminense Darcy Ribeiro - UENF. Campos dos Goytacazes – RJ Brazil, 2016, 249 p.

****

CORRELATION BETWEEN STRUCTURAL PARAMETERS AND MECHANICAL PROPERTIES OF TENSILE STRENGTH AND ELONGATION OF THE DUCTILE IRONS IN FUNCION THE TIME AND POURING TEMPERATURE

Vidal D. F. [1],. Matlakhova L. A [1],

Rangel Pessanha E. M. [1], Juliana de Oliveira Alves[2]

[1]State University of the Northern Fluminense Darcy Ribeiro(UENF).Advanced Materials Laboratory (LAMAV). Av. Alberto Lamego, 2000, 28013-602, Campos dos Goytacazes, RJ, Brazil.

[2]Saint-Gobain Canalização - Brazil. Av. Sérgio Vieira Braga, 452, 27330-050, Barra Mansa, RJ, Brazil

[a]vidaltst@hotmail.com, [b]lioudmila@uenf.br, [c]ewerton_cosmos@yahoo.com.br; [d]juliana.oliveira@saint-gobain.com

Ductile cast iron (DI) are Fe-C-Si alloys which are characterized by graphite nodules distributed on the metal matrix and typical mechanical properties such as high stress resistant, in the range of 380 MPa to 900 MPa, and elongation between 22% and 2% [1,2]. Its production process involves the steps of inoculation and nodulation, which consist of the addition of Si and Mg respectively in the liquid metal, in order to establish favorable conditions for the graphitization and nodulation of C during the cast iron solidification [1-4].The structural characteristics of the nodular graphite and the metallic matrix determiner the mechanical properties of the DI and dependent on the production parameters, such as the time and the pouring temperature and the chemical composition of the treated metal [1,2].

The process of agglomeration of nodules and nuclei of C, observed in DI, at different pouring times and temperatures, determines the size, distribution, morphology and relative number of nodules per area [2]. These factors, associated with the variations in the volumetric fractions of the ferrite (VFF), perlite (VFP) and graphite (VFG), as well as the presence of free cementite (Fe_3C) in the matrix, affect the stress resistant (σS) and elongation (δ) of the DI [1,2].

For development of this work, a pan of 4470 kg of cast iron with defined chemical composition (Tab. 1), produced in Saint-Gobain Canalização - Brazil Plant (SGC), was inoculated with 24 kg Fe-75% Si (0.53%wt. Si) and nodulized with 8.80 kg of Mg (0.19%wt Mg) at a temperature of 1519°C by the techniques of bell immersion and post inoculation (Fig. 1). From this pan, 8 ingots of DI alloy (T1-T8) were pouring at different times and temperatures, after used treatment. The ingots were cut and machined for preparing test specimens, which were subjected to tensile tests, with a strain rate of 0.3 mm/min, on the INSTRON 5582 machine. Samples from the tested specimens were cut out and metallographically prepared for the structure characterization by optical microscopy technique, using NEOPHOT 32 microscope and imaging resources (Fig. 2).

In the quantitative analysis of the structure, the number of nodules per area, nodularity of graphite and VFF, VFP and VFG were evaluated. The obtained data were treated statistically and analyzed according to the time and the pouring temperature of the DI together with the results of the mechanical tests of σ_S and δ (fig. 3). According to results of the mechanical tests of the DI, average values of σ_S were determined, that varied between a maximum of 526.24 ± 43.69 MPa (T1 10 min/1362ºC) and a minimum of 481.05 ± 82.56 MPa (T8 45 min/1232ºC), while the values of δ varied between a maximum of 21.92 ± 2.49% (T2 15 min/1326ºC) and a minimum of 10.52 ± 8.98% (T8 40 min/1232ºC). The tendency of reduction of the values of σ_S and δ with increasing of the time and the decrease of the pouring temperature was verified, indicating the influence of these production parameters on the mechanical behavior of the DI.The structural analysis showed the presence of graphite nodules distributed on the ferritic/perlite matrix. The number of nodules per

area varied according to the time and the temperature, presenting mean values between the minimum of 254.36 ± 54.00 nod./mm² (T7 40min/1244ºC) and maximum of 535.61 ± 206.94 nod./mm². The nodularity of the graphite varied between a minimum of 74.92 ± 23.17% (T7 40min/1244ºC) and a maximum of 95.55 ± 3.63% (T2 15min/1326°C).It is also observed the tendency of reduction of the number of nodules per area and the nodularity of the graphite as a function of the increase of time and decrease of the temperature. The calculation of the volumetric fraction of the structural constituents determined a predominance of the ferrite in the metallic matrix. The VFF presented mean values between a minimum value of 55.75±10.76% for T8 (45 min/1232ºC) and a maximum value of 68.44 ± 4.74% for T2 (15 min/1326ºC) and T5 (30 min/1268ºC). VFP showed a variation between a minimum value of 15.00 ± 7.66% at T2 (15 min/1326ºC) and maximum value of 26.03±14.25% at T8 (45 min/1232ºC), with a slight reduction between T2 (15 min/1326ºC) and T5 (30 min/1268ºC), showing an increasing tendency at T8 (45 min/1232ºC). The VFG, however, varied between a minimum value of 14.69 ± 2.31% (T4 20 min/1285ºC) and a maximum value of 18.72 ± 5.90% (T7 45min/1232ºC), assuming stable behavior between T1 (10 min/1362 ºC) and T8.

From the analysis of the results, it is possible to conclude that σ_S and δ undergo combined actions of time and temperature and depend on number of nodules per area, graphite nodularity and variations in VFF, VFP. The cast iron poured during 25 min after the treatment (the interval T1-T4), presented the best combinations of σ_S (> 500.00 MPa) and δ (> 18.00%), accompanied by number of nodules per area greater than 445.00 nod/mm², (except T3, where it was observed 340.84 ± 83.27 nod/mm²), graphite nodularity greater than 85.00%, FVF between 61.00% and 65.00%, and FVP between 15.00% and 21.00%. With the poured performed after 30 min (T5/1268ºC), the σ_S values are lower than 500 MPa in T5 (493.12 ± 17.78 MPa) and T8 (481.05 ± 82.56 MPa) and the δ isbelow than 15.00% in T6 and T8. The number of nodules per area is less than 360.00 nod/mm² between T6 (35min/1268ºC) and T8 (45min/1232ºC), and the nodularity is lower than 85.00% from T5 (30min/1268ºC). The VFF is less than 30.00% in T7 and T8. The VFP assumes values higher than 17.00% above T5 (30 min/1268ºC). VFG presented low variation as a function of time and temperature, not showing, in this case, a great influence on σ_S and δ.

Tab. 1: *Chemical composition of the base metal (B.M.) and treated metal - ductile cast iron (DI).*

Elements	C (%wt.)	Si (%wt.)	Mn (%wt.)	P (%wt.)	S (%wt.)	Mg (%wt.)	C eq. (%wt.)
B.M.	3,86	2,18	0,21	0,08	0,015	---	4,61
D.I.	3,72	2,53	0,21	0,07	0,006	0,077	4,58

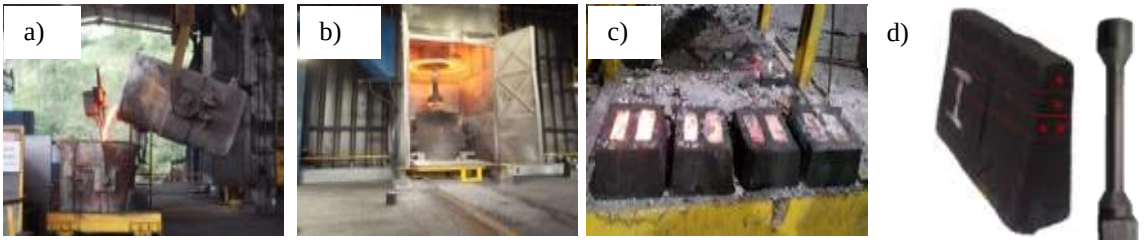


Fig. 1: *a) pouring of the BM into a treatment pan and inoculation; b) nodulization by bell immersion and post inoculation; c)solidification of DI in sand molds; d) solidified ingot and a test specimen for tensile testing.*

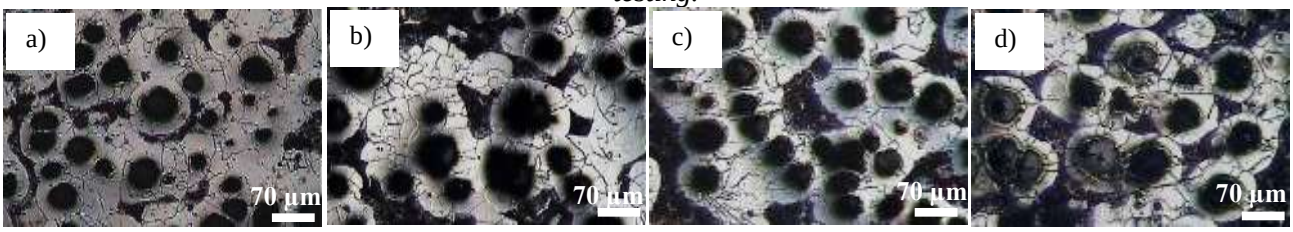


Fig 2: *Structure of the DI with graphite nodules on the ferritic/pearlitic matrix. Attached micrographs, obtained in light field regime and 100x magnification. a) T1; b) T3; c) T6; d) T8.*

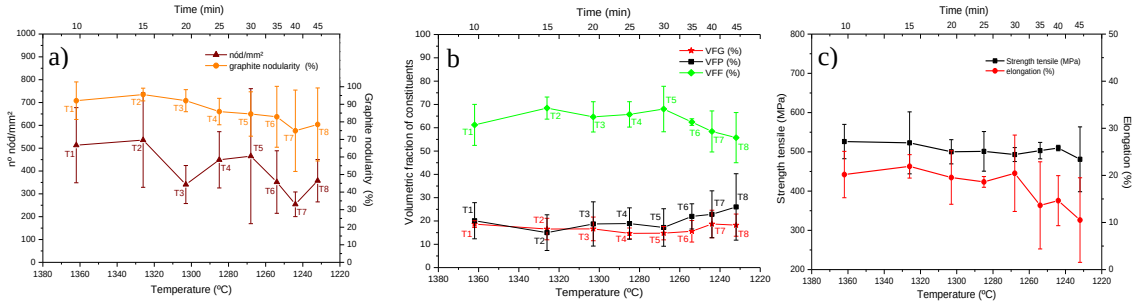


Fig. 3: a) characteristics of the graphite; b) volumetric fraction of the constituents; c) mechanical properties of DI as a function of time and temperature.

References:

1. Guesser W. L. Mechanical properties of cast iron. São Paulo: Editor Blucher, 2009.

2. Vidal D. F Structural changes and mechanical properties of ductile irons with varying Mg content as a function of pouring time and temperature. Doctoral thesis State University of the Northern Fluminense Darcy Ribeiro - UENF.Campos dos Goytacazes – RJ Brazil, 2017.

3. Alp T.; Wazzan A. A.; Yilmaz F. Microstructure and property - relationships in cast iron. The Arabian Journal for Science and Engineering, volume 30, number 2b,Saudi Arabia, 2005.

4.Olsen S. V.; Skaland T.; Hartung C. Inoculation of grey and ductile iron. A comparison of nucleation sites and some practical advises. Elken ASA, Foundry Products Division, Norway, 2004.

****

АНАЛИЗ СКОРОСТЕЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ ЕЁ ВЕТВЛЕНИИ

Алексеев А.А., Сыромятникова А.С.

ФГБУН Институт физико-технических проблем Севера СО РАН им. В.П. Ларионова, 677980, Россия, г. Якутск, ул. Октябрьская, 1 spinor03@gmail.com

ANALYSIS OF CRACK SPEEDS AT ITS BRANCHING

Alexeev A.A., Syromyatnikova A.S.

Larionov Institute of the Physical-Technical Problems of the North of the Siberian Branch of RAS, 677980, Russian Federation, Yakutsk, 1, Oktyabrskaya str.

Abstract: One of the little-studied problems of modern mechanics and the physics of fracture is the branching of the crack, which is observed in materials of a different nature. For his research, we performed an analysis of the criteria and mechanisms for crack branching. The investigations of crack branching in polymers and steel, fractographic investigation of the fracture surface are considered; criteria for crack branching as a dynamic stress intensity factor, crack speed. A criterion for crack branching.

Аннотация: Одной из малоизученных проблем современной механики и физики разрушения является ветвление трещины, которое наблюдается в материалах различной природы. Для его исследования нами выполнен анализ критериев и механизмов ветвления трещины. Рассмотрены работы по исследованию ветвления трещины в полимерах и стали, фрактографическому исследованию поверхности разрушения; критерии ветвления трещины как динамический коэффициент интенсивности напряжений, скорость трещины. Предложен критерий ветвления трещины.

Одной из малоизученных проблем современной механики и физики разрушения твердого тела является ветвление трещины, которое наблюдается в таких кристаллических и аморфных материалах, как стекло, сталь, алюминий, полимеры и скальные породы.

Анализ теоретических и экспериментальных работ E. Yoffe, H. Shardin, F. Kerkhof, C.B. Серенсена, B.M. Финкеля, K. Ravi-Chandar и W.G. Knauss, J. Fineberg, A.S. Kobayashi, И.Н. Бедия, О.Б. Наймарка, С.В. Уварова, О.А. Плехова по исследованию ветвления трещин в модельных и конструкционных материалах показывает, что параметром, контролирующим переход трещины от прямолинейного распространения к режиму ветвления, является критическое значение скорости распространения трещины V^* (предельная скорость), причем $V^*<V_R$ (V_R – скорость волны Рэлея), и

равна не определенной части V_R, а зависит от материала. Существует два фундаментально различных подхода для объяснения механизма ветвления трещины при достижении V^*.

Ветвление трещины по E. Yoffe, B.M. Финкелю, J. Fineberg, И.Н. Бедию, О.Б. Наймарку, С.В. Уварову происходит в основном при инерционной перестройке поля напряжения, и следовательно зависит от достижения трещиной определенной скорости, связанной с характерными скоростями волн в материале. Однако, экспериментальные факты свидетельствуют, что между V^* и характерными скоростями волн в материале корреляция отсутствует, V^* сильно зависит от состава материала, экспериментально измеренные значения V^* значительно ниже порога Yoffe.

В моделях F. Kerkhof, K. Ravi-Chandar и W.G. Knauss, A.S. Kobayashi, основанных на эволюции зоны процесса трещинообразования, ветвление трещины связано с изменением поведения материала около вершины трещины при достижении V^*, которая зависит от свойств материала в пределах зоны процесса трещинообразования. В соответствии с этими моделями ветвление трещины происходит в результате волнового взаимодействия между микроветвями и магистральной трещиной и является процессом скорее стохастичным, тогда как экспериментально наблюдается его детерминированность. Таким образом, в настоящее время можно считать до конца не установленным физический механизм перехода трещины от прямолинейного распространения к ветвлению, объясняющий существование экспериментально наблюдающейся предельной скорости распространения трещины V^*. На основании изучения закономерностей быстрого распространения одиночной трещины и ее перехода к режиму ветвления в модельном и конструкционном материалах, предложен физический механизм ветвления трещины.

****

О ВЛИЯНИИ СЛАБЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ

Велиханов А. Р.

Институт физики им. Х.И.Амирханова ДагНЦ РАН, Россия,
art677@mail.ru

В настоящее время разными научными коллективами исследован магнитопластический эффект как под нагрузкой, так и без нее на различных немагнитных кристаллах и получены зависимости, характеризующие установленные закономерности [1]. Однако исследований, посвященных анализу влияния слабого магнитного поля на электропластичность металлических сплавов (то есть когда через образец течет ток при его одноосном сжатии) практически отсутствуют. В связи с этим, представляется интересным выяснить влияния слабого магнитного поля на электропластичность поликристаллического цинкового сплава в динамическом режиме.

Объектом исследования служил поликристалл Zn-Al-Cu-Mg, представляющий гомогенный раствор, полученный сплавлением исходных компонентов, взятых в следующем процентном соотношении 89.5: 9:1.5 соответственно, с примесью Mg составляющую менее 1% (~0.93%). Образцы данного сплава приготовлялись в форме параллелепипеда с размерами 10×5×3 мм^3. Механические испытания сжатием данных образцов проводились в специально сконструированной камере пластической деформации. Плотность тока, проходящая через образец - j = 110 А/см^2. Температура деформации составляла T = 70°C. Магнитное поле внутри камеры создавалось двумя постоянными магнитами. Значение магнитной индукции B менялось в пределах от 0 до 0,09 Тл. Целью настоящего исследования являлось установление влияния слабых постоянных магнитных полей с различными величинами магнитной индукции в условиях прохождения постоянного электрического тока на пластическую деформацию Zn-Al-Cu-Mg.

На рис.1 приведены кривые сжатия 4-х образцов Zn-Al-Cu-Mg в условиях электропластичекой деформации (ЭПД) в магнитных полях с различной индукцией (кривые 1,2,3) так и без поля (кривая 4).

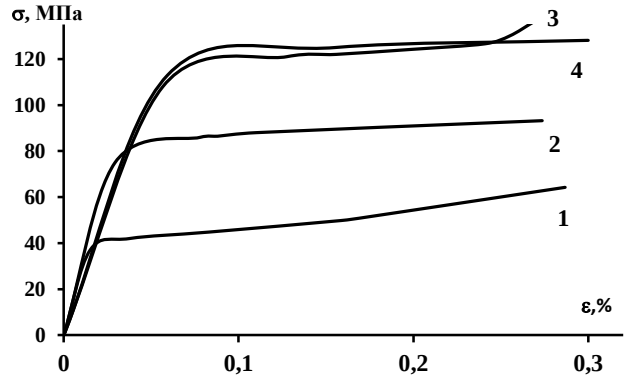


Рис.1 Кривые ЭПД кристаллов Zn-Al-Cu-Mg при T=70 ℃ в магнитном поле с разными величинами магнитной индукции: ***1****- B = 0.005 Тл,* ***2****- B = 0.03 Тл,* ***3****- B = 0.09 Тл,* ***4****- B = 0Тл.*

(Магнитное поле Земли составляет B = 0,00005 Тл)

При сравнении хода кривых наблюдается снижение их уровня под влиянием магнитного поля. Видно, что магнитное поле с уменьшением величины В уменьшает предел текучести, увеличивает протяженность стадии легкого скольжения. Угол наклона упругого линейного участка для малых (0,005 Тл и 0,03 Тл) и больших (0,09 Тл) значений В заметно отличается. Обращает на себя внимание одностадийность кривых сжатия, полученных при значении 0,03 Тл и 0 Тл, двустадийность кривых полученных при самом малом (0,005 Тл) и трехстадийность - при большом (0,09 Тл) значении В. Для кривых, приведенных на рис.1 заметен плавный рост предела текучести $\sigma_т$ с ростом В. Из рис.1 для кривой 2, полученной при В = 0,03 Тл, видно существование 2-х стадий хода спада коэффициента деформационного упрочнения Θ. I стадия - область быстрого спада Θ_I, а на II стадии спад Θ_{II} постепенно замедляется. У кривой 3 полученной при магнитной индукции В = 0,09 Тл добавляется III стадия, на которой спад Θ_{III} заметен еще больше. Можно предположить, что замедление снижения Θ тем больше, чем выше В. Из полученных экспериментальных кривых можно заметить и тот факт, что магнитное поле с уменьшением величины В снизило предел текучести, увеличило протяженность стадии легкого скольжения. Угол наклона упругого линейного участка для малых (0,005 Тл и 0,03 Тл) и большого (0,09 Тл) значения В заметно отличается. Таким образом, с ростом величины магнитной индукции В обнаруживается и увеличение предела упругости.

Литература:

[1] Альшиц В.И. и др. // Письма в ЖЭТФ. Т. 67. В. 10. С. 788–793.

*****

Но все эти методы не позволяют получить информацию о зависимости функции σ как от температуры (*T*), так и от давления (*P*).

.

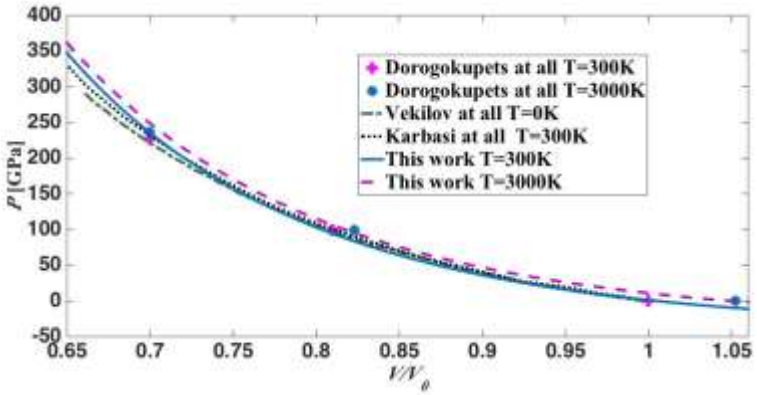


Рис. 1. Изотермы уравнения состояния ОЦК-W: 300 K – сплошная линия, 3000 K – пунктир.

В данной работе рассчитаны поверхностные свойства вольфрама при давлениях P = 0 – 300 GPa вдоль изотерм: T = 300 и 3000 K. При расчетах использовался метод, предложенный в [1, 2], где межатомное взаимодействие описывается парным потенциалом Ми-Леннард-Джонса: $\varphi(r) = D[a(r_o/r)^b - b(r_o/r)^a] / (b - a)$. Здесь D и r_o – глубина и координата минимума потенциала, $b > a > 1$ – численные параметры. Для ОЦК-W нами было получено (здесь k_B – постоянная Больцмана):

$r_o = 2.7365 \cdot 10^{-10}$ m, $D/k_B = 25608.93$ K, $a = 3.97$, $b = 6.28$.

Первоначально нами, методом предложенным в [1, 2], было рассчитано уравнение состояния, модуль упругости, коэффициент теплового расширения и теплоемкость ОЦК-W и было получено хорошее согласие с экспериментальными данными для этих функций. На рис. 1 показано уравнение состояния $P(V/V_0)$ для ОЦК-W, где также нанесены экспериментальные данные. Здесь V/V_0 нормированный (на объем при P = 0 и T = 0 K) объем кристалла

Используя метод предложенный в работах [1, 3], нами были рассчитаны барические зависимости для следующих поверхностных свойств ОЦК-W:

1. σ – удельная поверхностная энергия грани (100), которая представлена на рис. 2, была рассчитана по формуле:

$$\sigma = -\frac{k_n \cdot D \cdot R^2}{12\alpha^{2/3} \cdot r_o^{\,2}} \left[U(R) + \frac{18\,\gamma}{(b+2)} \frac{k_B \Theta_E}{D\,k_n} E_w\left(\frac{\Theta_E}{T}\right) \right],$$

где k_n – первое координационное число, $c = [6k_pV/(\pi N)]^{1/3}$ – расстояние между центрами ближайших атомов, k_p – коэффициент упаковки, $R = r_o/c$, $\alpha = \pi/(6\,k_p)$, Θ_E – температура Эйнштейна, γ – параметр Грюнайзена,

$$U(R) = \frac{aR^b - bR^a}{b-a}, \qquad E_w(y) = 0.5 + \frac{1}{[\exp(y) - 1]}.$$

Рассчитанные зависимости, хорошо согласуются с оценками других авторов, полученными при P = 0 [3]: σ (P=0) = 2.61 – 4.64 [J/m^2].

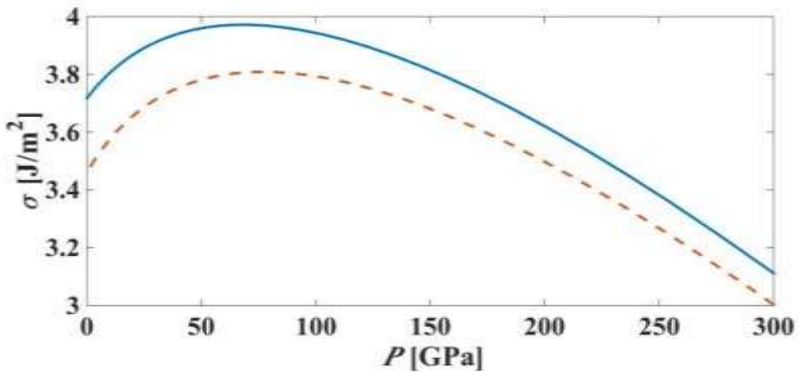


Рис. 2. Изотермы поверхностной энергии: 300 K – сплошная линия, 3000 K – пунктир.

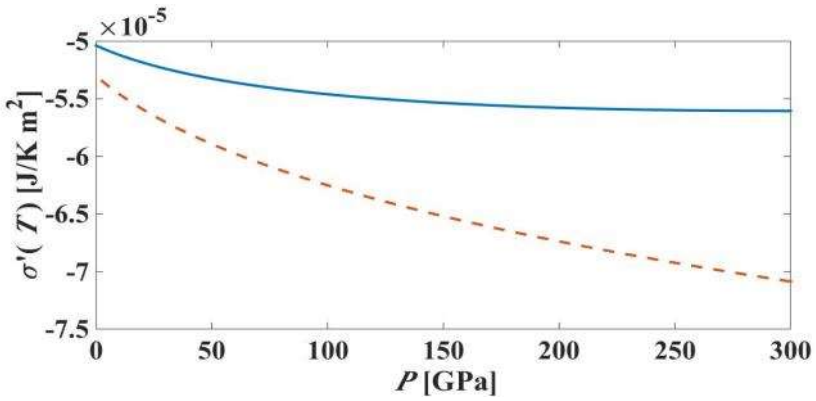


Рис. 3. Изотермы σ'(T): 300 K – сплошная линия, 3000 K – пунктир.

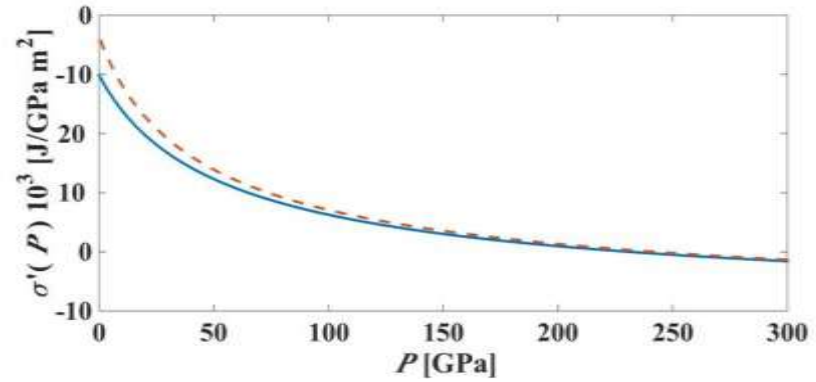


Рис. 4. Изотермы σ'(P): T = 300 K – сплошная, T = 3000 K – пунктирная линия.

2. $\sigma'(T) = (\partial\sigma/\partial T)_V$ – изохорная производная σ по температуре, которая представлена на рис. 3. Точкой на оси показаны данные из [3] для $P = 0$: $\sigma'(T) = -5.49$ [10^{-5} J/(K m^2)].

3. $\sigma'(P) = (\partial\sigma/\partial P)_T$ – производная σ по давлению вдоль изотермы. Зависимость этой функции изображена на рис. 4. Данных для этой функции в литературе пока нет.

Таким образом, как следует из рисунков, поверхностные свойства ОЦК-W заметно изменяются с ростом давления, и это необходимо учитывать при использовании этих функций в различных критериях деформации или разрушения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00041_а и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Литература

1.Магомедов М.Н. Изменение теплофизических свойств ОЦК-железа при изотермическом сжатии // Журнал Технической Физики. 2015. Т. **85**. № 11. С. 48 – 54.

2.Магомедов М.Н. Изменение теплофизических свойств алмаза при изотермическом сжатии // Журнал Технической Физики. 2017. Т. **87**. № 5. С. 643 – 650.

3.Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.

УДК 621.039.548

****

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН В ПЛАСТИЧНЫХ МЕТАЛЛАХ IN-SITU МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Доровской В.М..

Россия, Москва Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Dorovskoy_VM@nrcki.ru

Приводятся результаты наблюдения процессов зарождения и распространения микротрещин в образцах меди при in-situ деформации образцов растяжением в трансмиссионном электронном микроскопе. Наиболее интересным было наблюдение зоны свободной от дислокаций, расположенной перед вершиной микротрещины в зоне пластической деформации. Металл этой зоны переходил из кристаллического состояния в аморфное состояние. Микротрещины зарождались именно в этой зоне.

The results of observation of the processes of initiation and propagation of micro cracks in the samples of copper during in-situ deformation of specimens by tension in a transmission electron microscope. Most interesting was the observation of a zone free from dislocations located in front of the top of the micro cracks in the zone of plastic deformation. The metal of this zone passed from the crystalline state into the amorphous state. The cracks originated in this zone

Оценить ресурс работы узлов при длительной эксплуатации можно лишь, зная закономерности деградации механических свойств под воздействием внешних условий, таких как изменяющиеся режимы нагрузок, температура, воздействия агрессивных сред и т.д. Наличие термических циклов и нейтронного облучения усложняют анализ состояния материала, а выводы относительно ресурса работы узлов требуют постановки дополнительных экспериментов по изучению влияния всех факторов воздействия на механические свойства применяемого материала.

Большая часть подобных экспериментов выполняется исследователями на массивных образцах, и практически отсутствуют результаты исследования начальных стадий разрушения материалов и связи этих стадий с микроструктурой. Базируясь на результатах исследований, создаются математические модели, которые используют расчетчиками для оценки ресурса работы узлов и конструкций. Анализируя результаты микро экспериментов, то есть связанных со структурой материала, можно изучить начальные стадии разрушения и построить так называемые функции повреждаемости, которые являются основной частью уравнения состояния при оценке ресурса работы.

Вводя масштабный фактор, который определяется из сопоставления макро и микро экспериментов, можно создать математическую модель поведения всего узла при эксплуатационных условиях. Кроме математических моделей появляется возможность изучить физические процессы, происходящие в структуре материалов на начальных стадиях зарождения очагов разрушения и продвижения малых трещин, что важно с точки зрения физики разрушения и промышленной безопасности.

В настоящее время механизмы зарождения и распространения микротрещин основаны на дислокационной теории[1]. Трещина может зародиться только там, где образуется критическая плотность дислокаций, а в процессе ее продвижения максимальная плотность дислокаций обнаруживается перед ее вершиной и именно эта плотность является основным движущим фактором.

Эти механизмы были разработаны на основе теоретических расчетов по результатам косвенных экспериментов. Прямые эксперименты, то есть непосредственное наблюдение в электронный микроскоп за процессами зарождения и распространения трещин при нагружении образцов развились только в последние десятилетия, и получили название IN-SITU методов.

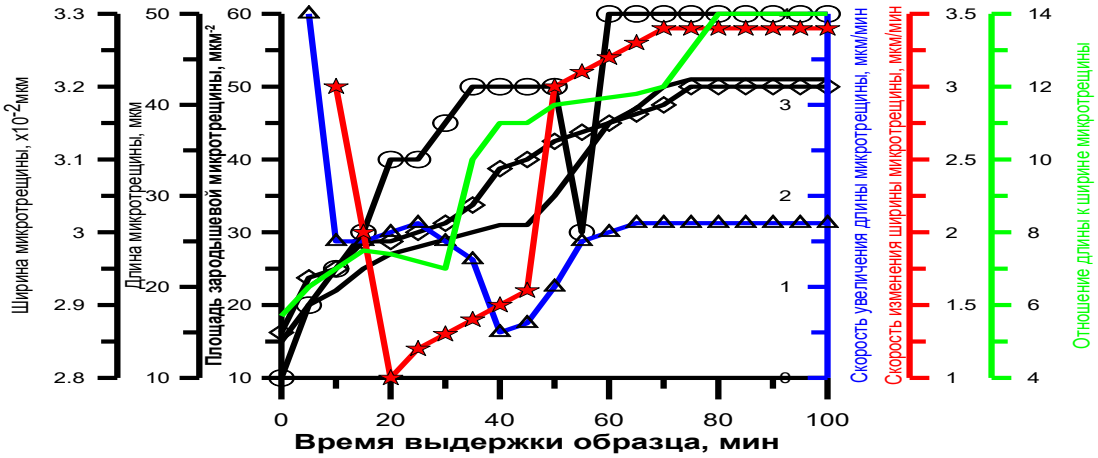


Рис. 1

Зависимости изменения площади зародышевой микротрещины, длины микротрещины, ширины микротрещины, скорости увеличения длины микротрещины, скорости изменения ширины микротрещины и изменения отношения длины и ширины микротрещины от времени выдержки образца меди при постоянной деформации.

-изменение ширины микротрещины

-изменение площади зародышевой микротрещины

О- изменение длины микротрещины

Δ-скорость увеличения длины микротрещины

- -скорость увеличения ширины микротрещины

- - отношение длины микротрещины к ее ширине

Результаты этих экспериментов показывают, что:

1.перед вершиной распространяющейся трещин наблюдается зона, в которой дислокации отсутствуют[2,3]

2. трещина зарождается в областях с большими растягивающими напряжениями, которые уже перешли из кристаллического в аморфное состояние[4],

3. росту трещины предшествует утонение материала на 98% [5],

4. рост трещины происходит скачкообразно за счет слияния вершин трещины с зародышевыми микротрещинами [6],

5. кинетика распространения трещин зависит от материала, а для одного материала от структуры и предварительной обработки,

6. вокруг трещины присутствуют области, в которых напряжения могут отличаться вплоть до знака[7].

Целью настоящей работы является применение IN-SITU метода трансмиссионной электронной микроскопии для изучения процессов зарождения и кинетики распространения трещин в пластичных металлах на примере отожженных образцов меди технической чистоты. На фотографиях, полученных в ходе экспериментов, измерялись площади зародышевой микротрещин, длины микротрещин, ширина микротрещин, скорости увеличения длины микротрещин, скорости изменения ширины микротрещин и изменения отношения длины и ширине микротрещин и строились зависимости этих параметров от времени выдержки образца при постоянной деформации. Пример такой зависимости приведен на рисунке 1. Методами электронной микроскопии исследовались области, расположенные перед вершиной распространяющейся микротрещины.

Литература

[1].Френкель В.М. Рост трещин в твердых телах. Металлофизика 1971

[2].Доровской В.М.,Елесин Л.А.,Тутнов А.А. Экспериментальные наблюдения образования и роста субмикроскопичеких и микроскопических трещин в металлах. Вопросы атомной науки и техники, серия Атомное материаловедение, вып.3(11),1981,стр 37-42

[3].Доровской В.М.,Елесин Л.А.,Платонов П.А.,Тутнов А.А.Исследование процессов разрушения материалов. Препринт ИАЭ 3816/83

[4]. Доровской В.М., Тутнов И.А. Аморфизация локальных областей металла впереди распространяющейся микротрещины при одноосной деформации. - Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014 Том 11, №4, с.428-432

[5.] Доровской В.М., Тутнов И.А. Изучение разрушения частично кристаллических пленок ядерных материалов *in-situ* методом электронной микроскопии. - Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015 Том12, №2, с. 217-226

[6].Доровской В.М., Тутнов И.А. Разрушение сплава Э-110 при различных режимах нагружения – Атомная энергия 2014, т.117, вып.1, июль 2014, с.49-53

****

МОРФОЛОГИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Землякова Н.В.

Россия. Институт проблем машиностроения РАН (ИПМ РАН),85, Нижний Новгород, 603024, serti222@yandex.ru

MORPHOLOGY MEDIUM STRUCTURE IN SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Zemlyakova N.V.

Russia Institute of Mechanical Engineering Problems of RAS (IPM RAS), 85, Nizhny Novgorod, 603024, serti222@yandex.ru

В работе приведены метаморфозы, которые произошли со структурой меди в процессе интенсивной пластической деформации. Показано, что преобразования проходят два этапа: формирование эллипсоидов с фрагментированной структурой на стадии поперечного движения винтовых дислокаций и преобразования фрагментов в субзерна путем их дисклинационного вращения.

The work shows the metamorphoses that occurred with the structure of copper in the process of severe plastic deformation. It is shown that the transformations take place in two stages: the formation of ellipsoids with a fragmented structure at the stage of transverse motion of screw dislocations and the transformation of fragments into subgrains by their disclination rotation.

Новые материалы можно получить разными способами при изменении его структуры и механических свойств, в том числе, и с помощью методов интенсивной пластической деформации. При прокатке и ИПД деформации происходит изменение слоев материала в результате чистого и простого сдвига соответственно [1]. Чистый сдвиг представляет собой плоское удлинение, которое реализуется, например, при прокатке листов. Простой же сдвиг характерен для таких процессов интенсивной пластической деформации (ИПД), как кручение под давлением [2], равноканальное угловое прессование [3] и винтовая экструзия [4]. Следовательно, изменение свойств материала происходит подобно и для прокатки и для ИПД. Отличие ИПД от прокатки в том, что сначала деформация идет путем чистого сдвига, а потом простого [5]. Очень похожие интенсивные деформации могут испытывать тектонические структуры грунта, при этом в более твердой породе грунта более мягкие породы принимают форму эллипсоида Беккера. В магматических породах они возрастают с увеличением их основности (Есж: от 40 - 60 ГПа в гранитах до 70 - 90 ГПа в габбро и перидотитах) [6]. Осадочные и вулканогенно-осадочные породы характеризуются минимальными в целом величинами упругих констант. Наивысшие их значения достигаются в контактово - и региональнометаморфизованных породах высоких ступеней метаморфизма. В данной работе приведено сравнение изменений в структурах при интенсивной пластической деформации грунта и металла. При ИПД деформации металла более податливые к деформации считали границы зерна, расположенные по направлению к деформации.

Цель работы: изучить трансформацию структуры после холодной интенсивной равноканальной пластической деформации по маршруту Вс.

Исследования проводили на образцах размерами 8 × 8 × 55 мм технически чистой меди М 1, вырезанных под углом 0° к направлению прокатки после 8 проходов РКУП по маршруту Вс при комнатной температуре. Степень деформации за 1 проход РКУП составила 1,08 [5].

Исходное состояние представляет изотропной по прочностным характеристикам листовой материал, после горячей прокатки.

Для исследования микро и макроструктуры использовали микроскоп NEOPHOT - 32 и СЭМ TESCAN VEGA.

В исходном состоянии образцы вырезали из горячекатаного листа с изотропными зернами. Такое зерно можно получить после нагрева до высоких температур и полной рекристаллизации материала. За 8 проходов интенсивной пластической деформации структура меди имеет полосовую, фрагментированную структуру, которая соответствует 3 стадии деформационного упрочнения посредством поперечного движения дислокаций. В условиях трения при РКУП обработке материал нагревается до температуры начала рекристаллизации, развиваются процессы возврата и отдыха. Фрагменты путем дисклинационного поворота переходят в зерна.

Из литературных данных следует, что при РКУП происходит неравномерная деформация материала: в первую очередь изменяются границы тех зерен, оси которых расположены по направлению деформации. На стадии множественного поперечного скольжения винтовых дислокаций границы зерен приобретают волокнистое строение и при прокатке ланцетовидную форму в сечении или форму эллипсоида Беккера. Подобные изменения происходят и с пластами грунта при их при тектонической интенсивной деформации. При дальнейшем увеличении степени деформации дислокационная картина качественно не меняется. Структура на поверхности претерпевает изменения: наблюдается фрагментация полос скольжения, появляются волнистые линии и их пересечения, все это является результатом поперечного скольжения винтовых дислокаций. Проходит последняя стадия интенсивно развитого поперечного скольжения Из данных, приведенных на рисунке 1 видно, что для разных материалов меди и алюминиевого сплава, титана после РКУП обработки по одному маршруту Вс образуется одинаковая форма зерен «ланцетовидной формы». Толщина «листа» у меди в средней части уменьшается к 8 проходу РКУП до 5 μm, внутри оно имеет разбиение на фрагменты размерами до 1mμ. На данный момент измельчения структура меди имеет неоднородный характер, при котором сохраняются зерна ланцетовидной формы с измельчением внутри него. При холодной обработке форма зёрен изменяется в соответствии со схемой деформации всего поликристалла - зёрна вытягиваются в направлении деформации растяжения и уменьшаются в направлении деформации сжатия.

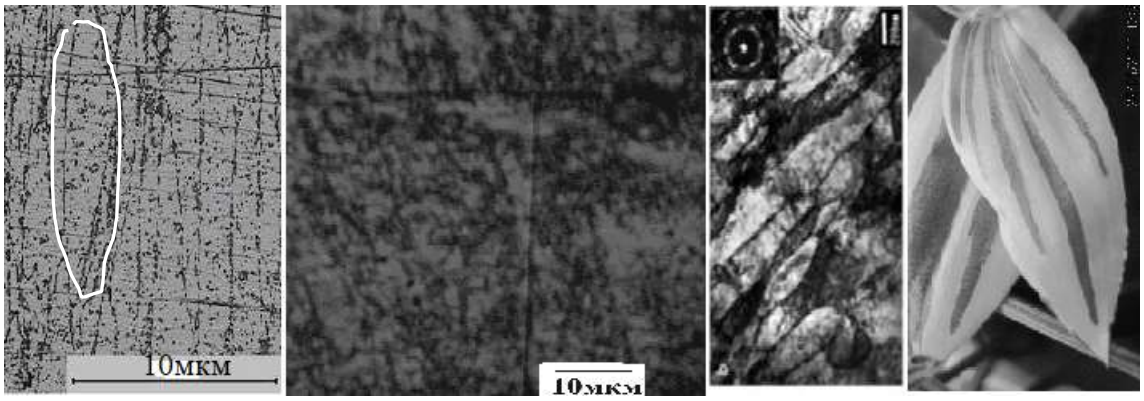


Рис. 1. Сплав 1421, Cu и Ti Grade 4 после 8 проходов РКУП по маршруту В с и сравнение с ланцетовидной формой листа (справа)

Не трудно заметить, что при РКУП обработке первый этап представляет образование полосовой структуры в виде последовательных цепочек зерен ланцетовидной формы, которые в объеме представляют двухосный эллипсоид с разным размером полуосей. Второй этап измельчение зерна при РКУП обработки происходит уже внутри самого эллипсоида при образовании множественных поперечных полос скольжения.

Литература

1.В.С. Золотаревский Механические свойства металлов.Москва. Металлургия. – 1983. – 352с.

2.Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. - 272с.

3.Утяшев Ф. Р. Современные методы интенсивной пластической деформации. Уфа, 2008. - 314с.

4.Сегал В.М. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск. Наука и техника. - 1994. - 231с.

5.Бейгельзимер Я. Е. Простой сдвиг металлов: что это такое? Физика и техника высоких давлений. 2010, том 20, № 4. с.40 – 52.

6.Структурно-петрофизический анализ месторождений полезных ископаемых: Учебник, 2-е изд., испр. и доп. учебный курс Бурмистров А.А., Старостин В.И., Дергачев А.Л., Петров В.А. МГУ. 2009.400с.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ КАРТИН ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Баранникова С.А. [1,2], Ли Ю.В. [1,2], Жармухамбетова А.М.[2], Зуев Л.Б. [1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634055, Россия

[2]Томский государственный университет, Томск, 634050, Россия

E-mail: jul2207@mail.ru

STUDY OF PICTURES OF LOCALIZATION OF PLASTIC DEFORMATION OF LOW CARBON STEEL

S.A. Barannikova[1,2], Yu.V. Li[1,2], A.M. Zharmukhambetova[2], L.B. Zuev[1,2]

[1]Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, Tomsk, 634055, Russia

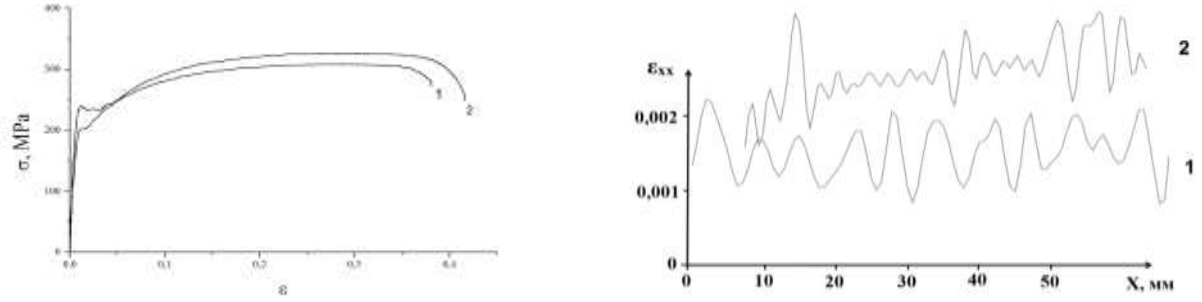
[2]National Research Tomsk State University, Tomsk, 634050, Russia

In this work we study the evolution of the localization of the plastic deformation in low carbon steel. The study of the macro localization of the plastic deformation upon the uniaxial tension has been obtained by the speckle photography technique. The stages of the plastic flow curves have been analyzed, and the local deformation distribution parameters have been evaluated, as well.

Низкоуглеродистые стали отличаются малой прочностью и высокой пластичностью в холодном состоянии. Эти стали в основном производят в виде тонкого листа и используют после отжига или нормализации для холодной штамповки с глубокой вытяжкой. Их можно использовать в автомобилестроении для изготовления деталей сложной формы [1]. Листовая сталь, применяемая для ремонта и изготовления панелей кузовов и оперения автомобилей глубокой вытяжкой, в процессе штамповки или формовки другими способами на специальном оборудовании часто испытывает напряжения, близкие к пределу прочности. Поэтому такая листовая сталь должна удовлетворять требованиям в отношении механических и технологических свойств, микроструктуры, чистоты поверхности, не иметь расслоений и быть однородной по толщине. Неустойчивая пластическая деформация металлов на макроскопическом уровне проявляется в виде зуба текучести, образовании шейки и прерывистой деформации. Полосы макролокализованной деформации, сопровождающие скачки деформации и/или напряжения, ухудшают качество поверхности промышленных изделий, вызывают их преждевременную коррозию и увеличивают вероятность внезапного разрушения. В настоящей работе рассматривается деформационное поведение низкоуглеродистой стали тонколистовая холоднокатаная сталь марки 08Ю, получаемой методом холодной штамповки с особо сложной (ОСВ) вытяжкой.

Рассмотрим особенности локализации деформации в образцах, вырезанных вдоль направления проката стали 08Ю ОСВ толщиной 1,5 мм в состоянии (1) – после прокатки и (2) – после удаления окалины. Статические испытания на растяжение были выполнены на плоских образцах в форме двойной лопатки с размерами рабочей 50×10 и толщиной, соответствующей толщине проката. Образцы растягивались на универсальной испытательной машине Instron-1185 при комнатной температуре с постоянной скоростью перемещения подвижного захвата 0,2 мм/мин. Для исследований макроскопической локализации пластического течения в настоящей работе использовалась техника двух-экспозиционной спекл-фотографии [2], сочетающей в себе возможности наблюдения всего деформируемого образца в целом (характерный размер поля зрения ~ 100×100 мм) с разрешающей способностью на уровне оптического микроскопа (~ 1 мкм). Распределение локальных деформаций фиксировались во время нагружения сразу после предела текучести с приростом общей деформации

$\delta\varepsilon_{tot}$ = 0.2%. Деформационные кривые, полученные в таких условиях, имели площадку текучести, переходный участок и продолжительную стадию параболического деформационного упрочнения (рис. 1 а).



а) *б)*

Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов (а) и распределение локальных удлинений для средней линии образца на стадии параболического упрочнения в интервале общей деформации от 0.162 до 0.164 (б) стали 08Ю ОСВ: (1) – после прокатки и (2) – после удаления окалины.

В образцах стали в состоянии (1) площадка текучести вместе с зубом текучести имела протяженность до 0.04 и была обусловлена зарождением и распространением по кристаллу полосы Людерса.

Анализ распределений локальных деформаций показал, что пластическая деформация с самого начала нагружения распределена по образцу неоднородно, то есть, локализована в зонах макроскопического масштаба, вытянутых вдоль оси сжатия *x*, в то время как другие объемы при этом же приросте деформации практически не деформируются. Распределения локальных удлинений на площадке текучести представляли собой одиночные зоны локализованной деформации (полосы Людерса), которые перемещались от подвижного захвата с постоянной скоростью ~ $3.5 \cdot 10^{-5}$ м/с.

На стадии параболического деформационного упрочнения картина локализации пластического течения имела вид стационарной системы очагов пластического течения по длине образца с характерным расстоянием между ними 5,5 ± 1 мм (рис. 1 б).

В образцах стали в состоянии (2) на кривой растяжения площадка текучести была протяженностью менее 0.01 (рис. 1 а). На стадии параболического деформационного упрочнения картина локализации пластического течения имела вид также стационарной системы очагов пластического течения, однако, в отличие от состояния (1), структура очагов локализации в состоянии (2) выявляется в виде высокоамплитудных максимумов локальных деформаций, разделенных совокупностью низкоамплитудных максимумов на расстоянии 10-20 мм (рис. 1 б).

Таким образом, картины локализации пластического течения, начиная с ранних степеней деформации, позволили выявить более неравномерный характер распределения деформации при растяжении образцов стали в состоянии (2) после удаления окалины по сравнению с образцами в состоянии (1) после горячей прокатки.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2017-2020 гг. и гранта РФФИ №16-08-00385-а.

Список литературы

1.Коцарь Л.С., Белянский А.Д., Мухин Ю.А. Технология листопрокатного производства. - М: Металлургия, 1997. - 272 с.

2.Иванов Ю.Ф., Никоненко Е.Л., Баранникова С.А., Косинов Д.А., Громов В.Е., Коновалов С.В. Исследование механических свойств и структуры полос локализации пластической деформации в горячекатаной низкоуглеродистой рулонной стали // Деформация и разрушение материалов. – 2014. - № 1. – С.37-40.

3.Баранникова С.А., Надежкин М.В., Лунев А.Г., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б. Локализация пластического течения на начальной стадии растяжения низкоуглеродистой стали // Деформация и разрушение. – 2014. - № 4. – С. 34-39.

****

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ИНТЕРВАЛОВ ВРЕМЕНИ МЕЖДУ ДВУМЯ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫМИ АКТАМИ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Махмудов Х.Ф.

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе 194021 Санкт-Петербург, Россия

mailto:h.machmoudov@mail.ioffe.ru

FRACTURE IN HETEROGENEOUS MATERIALS: EXPERIMENTAL AND THEORETICAL STUDIES

Kh..F. Makhmudov

Ioffe Institute, Politecknicheskaya 26, 194021, St. Petersburg, Russia

The kinetics of fracture in stressed heterogeneous materials is investigated in a differentiated way using the parameter t, the interval between single or multiple (cooperative) microfracture events recorded by acoustic emission (AE) responses. The patterns of fracture nucleation and growth, which is a statistic process, are controlled by the heterogeneity of deforming material. There are two important aspects revealed by the study: (i) structural heterogeneity of materials causes uneven distribution of stress in loaded solids and thus creates local zones of microstress and ensuing microfracture in the overstressed zones; (2) AE measurements and icroseismic monitoring are applicable to prediction of fracture by locating its source and thus allows predicting related hazard in mines, tunnels, bridges, nuclear-power plants, and other important engineering objects.

В данной работе проведено экспериментальное и теоретическое изучение интервалов времени Δt между двумя последовательными актами трещинообразования в гетерогенных материалах. Метод акустической эмиссии (АЭ) позволил проводить дифференцированное изучение кинетики трещинообразования в нагруженных гетерогенных материалах.

При этом генерация микротрещин предстает как статистический процесс. Изучение интервалов времени Δt между последовательными актами микроразрушения выявило два его типа; одиночный и коллективный разрывы. Гетерогеность материала определила некоторые общие характеристики в эоне разрушения процесса, а именно закономерности зарождения и развития процесса трещинообразования и выявило в этом явлении два весьма важных аспекта: первое- структурная гетерогенность материалов приводит к неравномерности в распределении механических напряжений в нагруженном теле, при этом создавая достаточно высокие локальные напряжения на микроуровне. Это способствует появлению микротрещин в перенапряженных местах, второе- показана принципиальная возможность применения этого метода для прогнозирования акта очага разрушения, а также возможности микросейсмического мониторинга, прогнозирование катастроф в объектах удара опасных рудниках, тоннелях, мостах, атомных электростанциях и других важных стратегических объектах.

Введение

Разрушение гетерогенных твердых тел является достаточно сложным явлением и имеются многочисленные исследования элементов этого процесса на атомном, микроскопическом, мезоскопическом, макроскопическом уровнях Разрушение твердых тел является термоактивационным процессом в котором определяющую роль играет зарождение и развитие микротрещин. Впервые наиболее детально процесс трещинообразования экспериментально исследован в полимерных материалах. Установлены две характерные стадии микроразрушения. На первой стадии происходит делокализованное накопление одиночных стабильных трещин в объеме тела, приводящее вследствие концентрационных флюктуаций к образованию очага разрушения. Вторая стадия определяется локализованным ростом очага, заканчивающимся появлением магистральной трещины и разрушением образца На опыте трещинообразование обычно изучается интегрально], т. е. регистрируется появление некоторого числа разрывов за выбранный промежуток времени. При этом утрачивается информация об индивидуальности трещин и дискретном характере их генерации. Такого недостатка лишен метод акустической эмиссии (АЭ) , позволяющий для каждого акта образования i-й микротрещины в нагруженном теле указать его время появления ti и параметры вызванного трещинообразованием акустического сигнала (АС), например, его амплитуду Ai и длительность Ti. Это открывает возможность дифференцированного исследования кинетики зарождения и развития микротрещин.



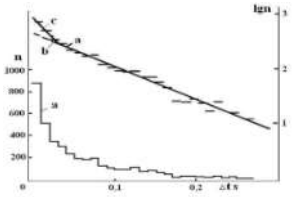
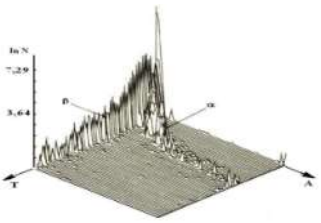
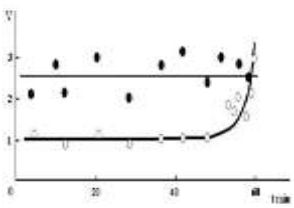




Рис 1 *Рис 2* *Рис 3* *Рис 4*

Рис. 1. Алгоритм автоматизированного метода статистической обработки данных. 1– преобразователь АЭ (приемник 1); 2 – преобразователь АЭ (приемник 2); 3– центральный блок сбора и обработки на базе индустриального компьютера; 4 – образец; t_1– время прихода сигнала на первый приемник; t_2– время прихода сигнала на второй приемник.

1. Методика измерений

Система регистрации АЭ позволяла в реальном масштабе времени измерять амплитудно-временные параметры каждого АС, превышающего выбранный порог дискриминации. Колебания распространяются от источника излучения к датчику (датчикам), где они преобразуются в электрические сигналы. АЭ прибор A-Line 32D (PCI-8E) регистрируют эти сигналы и отображают данные на экране в виде осциллограмм, локаций, цифровых индикаций, на основе которых оператор может оценить состояние и поведение структуры материала под напряжением, обнаружить и определить местонахождение дефектов. Пьезоприемник, собственной конструкции (датчики 1, 2), имеющий полосу пропускания в области 5 МГц... 100 кГц, крепился к боковой поверхности образца или монтировался в тензоблок. При нагружении образца генерируемый АС достигал пьезоприемника. Преобразуемый в электрический сигнал АС после усиления подвергался обработке на приборе A-Line 32D (PCI-8E), т. е. формировались стандартные импульсы, амплитуды и длительности которых были пропорциональны амплитуде и длительности огибающей АС. Далее стандартные импульсы поступали на амплитудный и временной кодировщики анализатора импульсов, а затем после цифровой обработки в виде 12-разрядного двоичного кода направлялись в ЭВМ для анализа и хранения. В результате для каждого АС попадала информация о времени появления сигнала, амплитуде и длительности его огибающей. Алгоритм метода представлен на рис1.

Изучали два типа образцов. Первый — пористое стекло (пороситалл) — является модельным композитным материалом, в котором матрицей служит стекло, а включением — поры. Расстояние между порами соизмеримо с их диаметром и в среднем было порядка 0,1 мм. При одноосном сжатии цилиндрических образцов из пористого стекла элементарным актом разрушения является разрыв перемычки между ближайшими порами. Второй тип — однонаправленные органопластики. Их нагружение проводили одноосным растяжением. Для этого материала элементарными актами микроразрушения являлись разрывы отдельных армирующих волокон, а также отслоения волокон от матрицы. В обоих случаях нагружение проводили с постоянной скоростью деформирования. Возникающие при мнкроразрывах АС были достаточно мощными и легко регистрировались пьезоприемником.

2. Обсуждение результатов

Рассмотрим интервал времени Δt между двумя последовательными микроразрывами. На опыте Δt оказывается случайной величиной, т. е. кинетика образования трещин имеет статистический характер. Гистограмма распределения Δt на начальном участке нагружения приведена на рис. 2. Рис. 2. Зависимости числа n АС от интервала Δt между ними на начальном участке нагружения пористого стекла: a — все сигналы; b — одиночные АС; c — коллективные АС.

Проведя преобразование в полулогарифмических координатах, можно графически показать, что данное распределение является показательным (для не слишком малых Δt). Такого распределения величины Δt следовало ожидать исходя из общих соображений. Действительно, пусть в теле имеется Q микроэлементов с функцией p(t) времени t их жизни под нагрузкой. Это означает, что к моменту t разрушилось $q(t) = Qp(t)$ таких элементов. Следующий элемент разрушится в интервале t, $t + \Delta t$, где Δt — случайная величина. Найдем ее функцию распределения $f_t(\Delta t)$. Очевидно, $f_t(\Delta t) = 1 -$

$\chi_t\,(\Delta t)$, где $\chi_t\,(\Delta t)$ — вероятность того, что интервал ожидания между двумя последовательными актами микроразрушения больше Δt. Она равна вероятности неразрушения ни одного элемента в интервале t, t + Δt , т. е.

$$\chi_t\,(\Delta t) \;=\; [1 — \Delta\, p(t, \Delta t)]^{Q-q};$$

$$\Delta p(t, \Delta t) = p(t + \Delta t) - p(t) = \int_t^{t+\Delta t} \dot{p}(t')\, dt' \;=\; \dot{p}(t*)\Delta t$$

$t < t* < t + \Delta t$, При малых Δ p и больших Q — q, используя определение числа e (основания натуральных логарифмов);

$$\lim_{n\to\infty} \left(1 + \frac{a}{x}\right)^x \;=\; e^{-a},$$

асимптотически имеем $\chi \;=\; \exp(Q - q)\,\Delta p,$

откуда $f_t\,(\Delta t) \;=\; 1 — \exp Q[l — p(t)]\dot{p}(t*)\Delta t$

В случае малых p<<1 окончательно находим

$$f_t\,(\Delta t) \;=\; 1 \;—\; \exp\,(— \Delta t \,/\, \overline{\Delta t}); \qquad \overline{\Delta t} = \; 1/Q\dot{p}(t*) \qquad (1)$$

Таким образом, распределение интервалов времени Δt между двумя последовательными одиночными микроразрывами является показательным. Будучи контролируемой статистикой времен ожидания тепловых разрушающих флюктуаций функция p(t) в условиях нагружения с постоянной скоростью роста напряжения σ̇ при p<< 1 есть [Петров, Горобей, 1978]

$$p(t) = \frac{\tau}{\Theta_0}(et/\tau\text{-}l);\; \tau = \frac{kT^0}{\gamma\dot{\sigma}};\;\; \Theta_0 = \tau_0 \exp\frac{U_0}{kT^0}$$

где τ0, Uo, γ — параметры формулы Журкова [Журков 1968], T° — абсолютная температура; к — постоянная Больцмана. Отсюда следует, что на начальной стадии

$$\dot{p}(t < \tau) = \frac{1}{\Theta_0}$$

т. е. процесс является стационарным (в распределении (1) среднее $\overline{\Delta t}$ и другие числовые характеристики не зависят от времени). При больших временах

$$\dot{p}(t > \; \tau) = \frac{1}{\Theta_0}\; e^{t/\tau}$$

режим генерации микроразрывов становится нестационарным.

Выясним причину отклонения от показательного распределения, наблюдаемую на рис. 2., в области малых Δt. Обратимся к спектрам АС по их амплитудам А и длительностям Т (рис. 3). Рис.3. Распределение числа n АС в пороситалле по амплитуде А и длительности Т. Выделены ветви α и β, различающиеся по отношению А/Т.

Можно видеть, что на двухмерных распределениях выделяются две ветви: α и β. В обеих ветвях число АС уменьшается с ростом А и Т. Однако для α- ветви наблюдается пропорциональная связь между А и Т, тогда как для второй, β-ветви, такая связь отсутствует: для АС с малыми амплитудами наблюдаются аномально большие длительности. Специальными исследованиями было установлено, что первая ветвь обусловлена одиночными разрывами, а вторая — коллективным разрывом нескольких микроэлементов (перемычек, волокон) в некоторой неустойчивой области, инициируемым одиночным разрывом, как «спусковым крючком». Сепарирование одиночных и коллективных разрывов легко осуществляется по величине отношения А / Т для АС. На рис. 2., приведены распределения по интервалам $\overline{\Delta t}$ для всех (одиночных и коллективных) АС. Для одиночных АС распределение практически совпадает с общей зависимостью, и лишь для малых точки лежат на ее продолжении. Для коллективных АС вся зависимость находится в области малых $\overline{\Delta t}$. Средний интервал времени $\overline{\Delta t}$ между одиночными разрывами в начале нагружения равен 0,05с и затем уменьшается, а для коллективных разрывов Δtк = 0,01с и практически не зависит от $\overline{\Delta t}$o, что отражает стимулированное происхождение коллективных АС. Дополнительную информацию дает анализ коэффициентов вариации v временных интервалов Δt.

На рис. 4.Рис. 4. Коэффициенты вариации v временных интервалов между АС в различные моменты времени t: o — одиночные АС (V0), • — коллективные АС (Vк).

они приведены в зависимости от номера выборки, т. е. фактически от текущего времени t для одиночных и коллективных АС.

Для одиночных АС коэффициент вариации Vo на начальной стадии близок к 1, но на заключительной стадии величина Vo резко возрастает и к моменту разрушения Vo = 3,5. Для коллективных АС коэффициент вариации Vk = 2...3 с самого начала и со временем практически не изменяется вплоть до разрушения образца. Обсудим эти результаты. Для показательного распределения коэффициент вариации равен 1, так что результат Vo = 1 следовало ожидать ввиду установленного ранее показательного характера распределения интервалов между одиночными АС. По-видимому, значения

V > 1 свидетельствуют о действии нескольких различных статистических факторов. В случае показательного распределения (1), в котором величина Δt распределена лог-нормально с дисперсией d (что вызвано разбросом ряда локальных свойств элементов твердого тела, описываемым в силу теоремы Ляпунова нормальным распределением характеристического параметра $\gamma\sigma / kT^0$, согласно [Петров, Орлов 1975]

$$V = \sqrt{2e^d - 1}$$

Таким образом, V > 1 при d > 0 и возрастает с ростом d. Ненулевые значения d, отражающие разброс прочностных свойств элементов тела, очевидно, присущи процессам в очагах разрушения, формирование которых обусловлено статистическими флюктуациями структурных условий и концентрации накопленных микротрещин. Это видно из данных для коэффициента вариации Vk интервалов между коллективными АС (см. рис. 3), согласно которым Vk >1. Постоянство Vk со временем вполне естественно, поскольку коллективные АС отражают с самого начала очаговые процессы. В названном аспекте возрастание Vo до уровня Vk означает переход от накопления делокализованных микроразрывов на стадию образования и роста очага разрушения. Поэтому возникновение неравенства Vo > 1 для одиночных АС и его усиление может использоваться для целей прогноза разрушения.

Несмотря на то направления микромеханики разрушении гетерогенных материалов и прогнозирование макроскопического разрушения к настоящему времени развиты достаточно хорошо, тем не менее имеется еще очень много проблем как научных так и практических. По каждому направлению рассмотрим некоторые проблемы которые предстоит решать в будущем.

По кинетической проблеме прочности.

Некоторые ограничения формулы Журкова [Журков, 1968]. Здесь отметим следующее: пока очень слабо развита кинетика разрушения при одновременном воздействии механического поля и других факторов, влияющих на процесс разрушьния. Особенно важным является влияние окружающей среды, особенно огресивных сред. Мы прекрасно знаем, что практически все конструктивные материалы старятся даже без воздействия механического поля. Это старение резко ускоряется, когда материалы находятся в механиком поле. Кроме термических флуктуации и разрывов сплощности подих воздействием в этих случаях протекают различные процессы, в частности электрохимические, которые резко изменяют поверхность содействия с агрессивной средой. В принципе эти процессы являются также термоактивационными в ряде случаев, но попытка описать эти усложненные условия разрушения к настоящему времени нет большого успеха. И это одна из важных научных проблем нищее. Кроме научной важности этой проблемы она имеет огромную; практическую значимость. Прежде всего, это связано с нефтедобычей и нефтеперерабатывающей промышленностью, газовой промышленностью, в работе конструкций в морской среде, выходу из строя в результате коррозии подводных, надводных судов и т.д.

Кроме того имеется многих конструкционных материалов достаточно хрупких на которых формула Журкова не выполняется, мнения причин также является важной научной и практической задачей. Тем не менее, в целом мы полагаем, что сам принцип участия тепловых флуктуации в процессе разрушения в самых различных воях имеет место. И в будущем возможность описания процессов рушения с единой позиции будет одним из наиболее интересных и их направлений.

По микромеханике разрушения твердых тел.

Пока что микромеханика разрушения твердых тел наиболее успешно была развита для полимерных материалов. Отдельные ее элементы были подтверждены для некоторых других материалов, таких как металлы и горные породы. Тем не менее, в настоящее время имеется огромный спектр различных материалов особенно новых конструкционных, в том числе композиционных материалов. К настоящему времени еще недостаточно экспериментальных данных по накоплению и развитию микродефектов в них для того, чтобы основные положения микромеханики разрушения

распространять и на эти материалы. Безусловно, структура материала их физико-механические свойства, диапазон температурных условий эксплуатации привносят специфику в процесс разрушения. Это огромное поле научной и практической работы в будущем. Тем не менее, мы надеемся, что основные постулаты микромеханики разрушения и в частности двухстадийной модели разрушения окажутся применимыми и для более широкого круга материалов.

Относительно прогнозирования макроскопического разрушения.

Это направление является наиболее молодым из отмеченных . Оно появилось как естественное следствие в развитии первых двух направлений. И в принципе не могло быть без развития кинетического направления о науке прочности. И это прежде всего связано с кинетической концепцией прочности твердых тел, предложенной С. Н. Журковым , и развитой его школой. Согласно уравнению Журкова долговечность нагруженного тела или время до его разделения на части можно рассчитать, если известны входящие в уравнение параметры. Впервые в выражениях для прочности появилось время, причем введено оно не произвольно, а как фундаментальный физический параметр. Пространственно-временные параметры подготовки землетрясений будут рассматриваться на основе кинетических представлений о прочности твердых тел и иерархической модели разрушения горных пород, неоднократно представляемых на сейсмологических и геофизических конференциях.

В статье мы показали возможность подхода и модели решения микросейсмического мониторинга и прогнозирования катастроф. Более того, на ряде работающих объектов успешно проведена и диагностика их работоспособности, и, тем не менее, решение этой проблемы в будущем

3. Заключение

До настоящего времени продолжаются научные дискуссии о принципиальной возможности прогнозирования разрушения материалов. Однако, сейчас можно с уверенностью сказать, что даже при наличии технических трудностей реализации задачи прогнозирования разрушения конкретных объектов и конструкций, и принципиальная возможность решения этой проблемы доказана. Кинетическая концепция прочности, впервые показала, что разрушение нагруженного тела является термоактивированным процессом, а макроразрыв является лишь его завершающей стадией. Для одиночных микроразрывов распределение величины Δt является показательным с коэффициентом вариации $V_o=1$. Среднее значение Δt_o в начале нагружения (с постоянной скоростью деформирования) не зависит от времени, а перед разрушением образца с ростом t убывает. При коллективном разрыве группы элементов материала (выявляемом по аномально малому отношению амплитуды акустического сигнала к его длительности) показательное распределение несправедливо и коэффициент вариации $V_к > 1$. Перед разрушением образца коэффициент вариации интервалов между одиночными разрывами V_o резко возрастает и достигает (или превосходит) соответствующего значения V_k для коллективных разрывов. Это вызвано переходом в процессе трещинообразования от делокализоваиного накопления на стадию образования и роста очага разрушения. В качестве параметров, характеризующих пространственно-временные особенности разрушения, можно выбрать средние значения временных интервалов Δt между хронологически последовательными событиями и их коэффициент вариации $V_{\Delta t}$, которые рассчитываются для скользящих выборок фиксированного размера. В этом случае критерием перехода процесса разрушения на очаговую стадию будет одновременное уменьшение Δt и увеличение $V_{\Delta t}$. Обратное синхронное изменение рассматриваемых статистических параметров свидетельствует о начале релаксации очаговой зоны. Реальной физической основой прогнозирования макроскопического разрушения явилась двухстадийная модель разрушения, как следствие развития микромеханики разрушения. Все больше происходит катастроф в результате техногенной деятельности человека. Потребность же прогнозирования макроскопического разрушения огромна. Можно отметить, что микросейсмический мониторинг а также прогнозирование катастроф может избавить человечество не только от большого количества жертв, но и огромных экономических потерь.

Список литературы

1.Куксенко В.С., Махмудов Х. Ф. Экспериментальное и теоретическое изучение актов трещинообразования в гетерогенных материалах// 2017, Геология и геофизика, т.58, 6 страницы: 915-923

****

ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВАХ TINI

Чуракова А.А.[1,2], Гундеров Д.В.[1,2], Ибрагимова М.Р.[1]

[1]Россия, г. Уфа, Уфимский государственный авиационный технический университет, churakovaa_a@mail.ru

[2]Россия, г. Уфа, Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, dimagun@mail.ru

THE CHANGES OF SPEED SENSITIVITY UNDER INFLUENCE OF DEFORMATION AND TEMPERATURE IN TINI ALLOYS

Churakova A.A.[1,2], Gunderov D.V.[1,2], Ibragimova M.[1]

[1]Russia, Ufa, Ufa State Aviation Technical University, churakovaa_a@mail.ru

[2]Russia, Ufa, Institute of Physics of Molecules and Crystals, Ufa Science Center RAS, dimagun@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) относятся к классу функциональных материалов с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями [1,2]. Эти сплавы широко используются в качестве конструкционных и функциональных материалов в технике и медицине. Перспективным направлением повышения служебных свойств различных металлов и сплавов является создание в них наноструктурного (НС) состояния, включая ультрамелкозернистое (УМЗ) и нанокристаллическое (НК), методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3,4]. Это относится и к сплавам TiNi. В результате равноканального углового прессования (РКУП) в сплавах TiNi формируется УМЗ структура с размером около 300 нм, что приводит к значительному повышению механических свойств и функциональных характеристик эффектов памяти формы. В УМЗ материалах наблюдается увеличение скорости диффузионной ползучести, увеличение вклада зернограничного проскальзывания. Предыдущие исследования показали, что чувствительность к скорости деформации сплавов TiNi сильно зависит от температуры и скорости деформации, независимо от композиции сплавов (эквиатомного состава или обогащенные никелем сплавы) [5]. Например, максимальное значение m=0,5 было определено для КЗ обогащенных никелем сплавов TiNi в диапазоне температур 470-560 °C в интервале скоростей деформации $2*10^{-9}$ до $8*10^{-6}$ c^{-1} [5]. При более высоких температурах (600-1100 °C), высокое значение m=0,33-0,37 соответствует диапазону скоростей деформации от 10^{-3} - 10^{-6} c^{-1}, а когда скорость увеличивается в интервале 10^{-4} - 10^{-1} c^{-1}, m уменьшается до 0.2-0.17 [5].

Материалом настоящего исследования является двухкомпонентный сплав системы Ti-Ni с большим содержанием Ni относительно стехиометрии – $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$. Сплав состава $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ при комнатной температуре имеет структуру B2 – аустенита, отличается высокой химической чистотой и имеет следующие температуры мартенситных превращений: $M_н$ = 11°C, $A_к$ = 42°C. В работе проводились исследования как на крупнозернистом сплаве, так и на ультрамелкозернистом, полученном методом РКУП.

Механические испытания на растяжение проводились на разрывной машине конструкции ИФПМ УГАТУ. Испытания проводились при температурах 25ºC, 250ºC, 400ºC на плоских образцах с рабочей базой 1×0,25×4,5 мм, со скоростью растяжения $1\times10^{-3}c^{-1}$. На участке установившегося течения было произведено переключение скорости до $1\times10^{-4}c^{-1}$. По достижении нового максимума усилия и начала вновь установившегося течения вновь изменяется скорость до $1\times10^{-3}c^{-1}$. Для определения скоростной чувствительности m была использована известная методика изменения скоростей растяжения в процессе механических испытаний: $m = \lg(\sigma_2/\sigma_1) / \lg(\acute{\varepsilon}_2/\acute{\varepsilon}_1)$. Активационный объем рассчитывался по формуле $\Delta V = \sqrt{3}\, kT/m\sigma$, где σ – напряжение течения, МПа, k – постоянная Больцмана, T – температура испытаний, К.

Таблица 1. Данные механических свойств сплава при испытаниях на растяжение при различных температурах.

Состояние	Температура	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\sigma_т$, МПа	m	V^*b^3
КЗ	25	1098	30	597	0,016	69
	250	792	15	543	0,019	121
	400	580	11	447	0,029	147
УМЗ	25	1256	18	1120	0,0025	23
	250	1094	10	948	0,07	52
	400	910	8	790	0,163	72

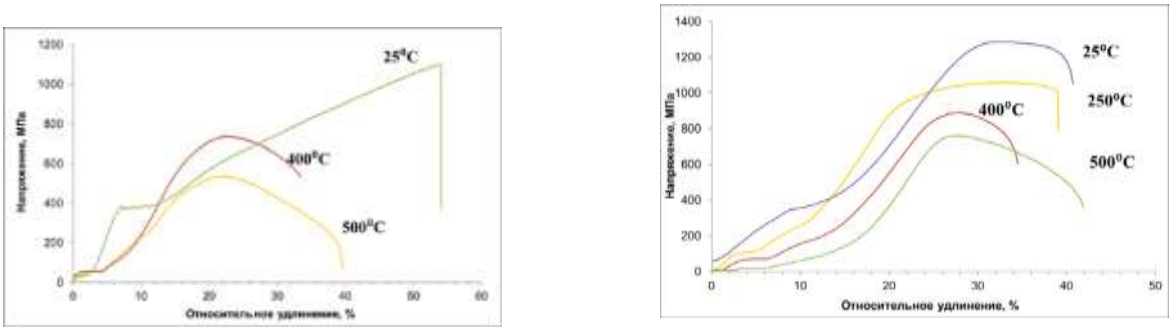


Рис. 1. Графики зависимости «Напряжение – относительное удлинение» сплава Ti $_{49.4}$Ni$_{50.6}$ в (а) КЗ, (б) УМЗ состояниях

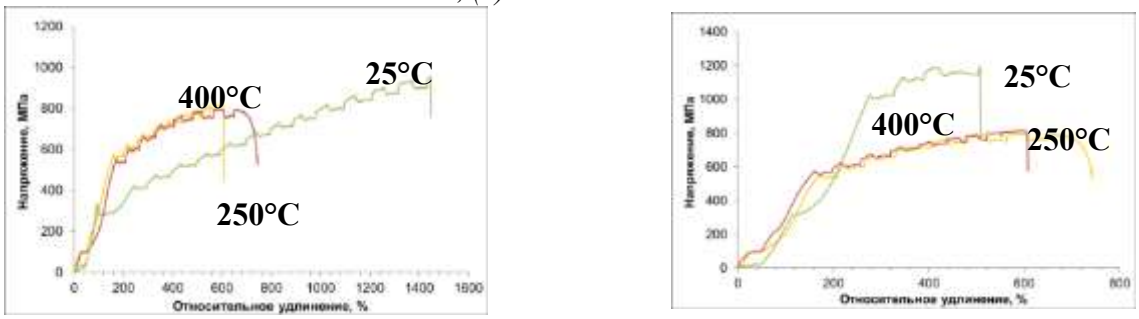


Рис.2. Графики зависимости «Напряжение – время» сплава Ti$_{49.1}$Ni$_{50.9}$ в: (а) КЗ, (б) УМЗ состояниях с изменением скоростей деформации

Размер зерна аустенита в исходных крупнозернистого (КЗ) сплавах $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ после закалки с 800˚С составлял около 50 мкм. После РКУП сплав TiNi имел размер зерна около 0,3 мкм. При испытаниях при комнатной температуре на кривых растяжения образцов при напряжениях σ_m около 200 МПа наблюдается площадка, обусловленная переориентацией мартенсита B19’ под напряжением. РКУП приводит к заметному повышению предела прочности и предела текучести по сравнению с исходным КЗ состоянием.

Кривые растяжения при комнатной температуре сплава в КЗ и УМЗ состояниях имеют протяженную стадию равномерного упрочнения, что, по-видимому, связано с возможностью длительного упрочнения мартенситной фазы. Растяжение при комнатной температуре завершается разрушением образцов без формирования шейки и локализации деформации.

Параметр скоростной чувствительности m в УМЗ состоянии в 1,5 – 2 раза выше, чем в КЗ. Проводился также фрактографический анализ образцов после разрушения во всех исследуемых состояниях.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ «Мой первый грант» № 16-38-00242.

Список литературы

1.Shape Memory Effects in Alloys / Ed. J.Perkins. N.Y., London: Plenum Press, 1975.

2.Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур Е.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом "памяти". М.: Наука, 1977.

3.Nishiyama Z. Martensitic Transformations.N.Y.: Academic Press, 1978.

4.Nakanishi N. Elastic Constants as they Relate to Lattice Properties and Martensite Formation // Progr. Mater.Sci. 1980.V. 24. N7. P.143-265.

5.Edington J. W., Melton K. N., Cutler C. P. // Progr. in Mater. Sci., 1975. v.21, № 2, p. 61-158.

****

КЛАСТЕРНАЯ МОДЕЛЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Гречихин Л. И.
Белорусская государственная академия связи. Республика Беларусь
E-mail:gretchihin@yandex.ru.

Механические свойства конструкционных материалов на макроуровне определяются величиной модуля Юнга, который определяется процессами взаимодействия между частицами, формирующих определенную структуру твердого тела. В настоящее время установлено, что в твердом теле такими частицами являются кластеры наноразмерного уровня с общей электронной оболочкой. Кластеры внутри твердого тела возникают в результате взаимодействия между отдельными атомами, двухатомными или трехатомными молекулами. Сам процесс формирования кластерных структур проходит следующие стадии. В газообразном состоянии образуются двухатомные или трехатомные молекулы. Затем в жидком состоянии двухатомные молекулы, взаимодействуя друг с другом, образуют кластеры преимущественно объемоцентрированной структуры, а трехатомные молекулы гранецентрированную или гексагональную форму кристалла и при этом сами молекулы как-бы нивелируются, а их положительно заряженный остов формирует внутреннюю структуру кластера. При переходе в кристаллическое состояние возникает кластерная решеточная структура вследствие взаимодействия между кластерами.

При образовании молекул из атомов учитывались: ковалентная, ионная, наведенная, электрон-дипольная и диполь-дипольная связи. При определении ковалентной связи использовался квантово-механический метод Гайтлера-Лондона, а волновые функции формировались по Слэтеру. Суммирование по отдельным энергетическим состоянием взаимодействующих частиц внутри твердого тела заменено на интегрирование по распределению электронной плотности первой зоны Бриллюэна, метод расчета которой был разработан. Ионная связь определялась с учетом вероятности пребывания валентных электронов вблизи каждой из взаимодействующих частиц. Наведенная связь получена в соответствии с образованием отрицательного потенциала между взаимодействующими частицами. Для определения электрон-дипольной и диполь-дипольной связи разработана модель формирования встроенного дипольного электрического момента в сложных атомных системах вследствие деформации s-состояния ближайшими p-, d- и f- состояниями.

Упругие свойства твердых тел определяются модулем Юнга и коэффициентом Пуассона. Модуль Юнга обусловлен величиной потенциала взаимодействия между кластерами и резко уменьшается с ростом деформации. Коэффициент Пуассона определяется ассиметрией потенциала межкластерного взаимодействия относительно величины деформации.

Пластические свойства возникают, когда энергия бинарного взаимодействия между кластерами вследствие увеличения расстояния между ними становится равной энергии теплового движения, т.е., происходит переход из твердого в жидкое состояние и этот переход распространяется от поверхности вглубь твердого тела. В случае сжатия ситуация возникает противоположная. При сжатии, а затем при резком снятии напряжения возникает взрыв по всей глубине твердого тела. Это явление не достаточно изучено.

Все конструкционные материалы являются композиционными. В основном это керамики. Композиты формируются вследствие заполнения сфероидальных, щелевых и столбообразных пустот, которые возникают в кластерной решеточной структуре керамических материалов. Плотное заполнение этих пустот другими материалами с меньшей энергией бинарной связи приводит к резкому возрастанию плотности и механических свойств таких композитов. Существенно меняются эмиссионные, электрические и магнитные свойства.

Механизм разрушения электропроводных материалов электрическим током сложный и обусловлен образованием отрицательных ионов. Это явление позволило понять, почему возникает движение катодных пятен в продольном магнитном поле не в соответствии с законом Ампера.

****

ПРОЧНОСТЬ СВЯЗИ АТОМОВ ИНДИЯ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ

Гречихин Л.И., Лепин Г.Ф., Шмермбекк Ю.В.
Белорусская государственная академия связи. Республика Беларусь
E-mail:gretchihin@yandex.ru.

Коллективное взаимодействие атомов в кристаллах приводит к тому, что валентные электроны первой кратности ионизации коллективизируются и создают электронное облако свободных электронов, образуя ферми-газ, который подчиняется квантовой статистике Ферми-Дирака. Каждый электрон внутри кристалла движется в периодическом поле ионов кристаллической решетки. В результате электроны внутри кристалла распределены по энергетическим зонам, разделенных запрещенными энергетическими состояниями. Это так называемые «зоны Бриллюэна». Первая, основная зона Бриллюэна, полностью заполнена до уровня Ферми. Валентные электроны внутри кристалла не свободны, и находятся в потенциальной яме. Адсорбированный нейтральный атом на поверхности твердого тела взаимодействует с ближайшим окружением однократных ионов кристаллической решетки, которые экранируются электронным облаком первой зоны Брюллюэна. Конкретно рассмотрим взаимодействие атомов индия на поверхности кремния.

Основной уровень кремния имеет уширение 5,894 *эВ*. Смещение границы ионизации составляет 1,158 *эВ*, положение уровня Ферми соответствует 3,648 *эВ*. Расстояние между максимумом энергии валентной зоны и минимумом энергии зоны проводимости составляет 2,49 *эВ*. Экспериментальные данные - 2,5 *эВ*. В запрещенной зоне находятся уровни энергии не занятые валентными электронами. Эти уровни представляют собой низшую точку зоны проводимости. Между этими уровнями энергии и высшей точкой валентной зоны возникает тепловая энергетическая щель ~1,2 *эВ*. Экспериментальное значение – 1,21 *эВ*.

Отдельные адсорбированные нейтральные атомы на поверхности кристалла от атомов кристаллической решетки ближайшего окружения удалены на минимальном расстоянии равном сумме радиусов взаимодействующих нейтральных атомов. На других удалениях расстояние между взаимодействующими частицами определяется характером расположения атомов на поверхности кристалла. Количество бинарных связей на разных удалениях определяется экспериментально из полученных снимков реконструкции поверхности исходного кристалла. Применительно к адсорбции атомов индия на поверхности кремния была получена реконструкция поверхности Si(111) и установлены места, где располагались атомы индия. В результате выделено четыре положения, где происходит адсорбция атомов индия на поверхности кремния. В этих местах измерены расстояния между взаимодействующими частицами и их общее количество. Результаты приведены в таблице.

Расстояние между взаимодействующими частицами равно и больше суммы радиусов взаимодействующих частиц. В этом случае перекрытие волновых функций не происходит и между взаимодействующими частицами не образуется отрицательный потенциальный барьер. Поэтому наведенная и электрон-дипольная связь не возникает и бинарное взаимодействие обусловлено только ковалентной, ионной и диполь-дипольной связями.

Таблица. Энергия адсорбции атомов индия на поверхности кремния

Параметры	Места адсорбции атомов индия на поверхности кремния									
	Нормальное расположение дипольных моментов					Тангенциальное расположение дипольных моментов				
	1-е место		2-е место			3-е место		4-е место		
N	6	2	4	6	3	6	2	4	6	3
R_e, Å	3.474	3.623	3.474	4.173	4.629	3.474	3.623	3.474	4.173	4.629
$E_{ков.}$,эВ	1.100	0.851	1.100	0.400	0.162	1.100	0.851	1.100	0.400	0.162
$E_{ион.}$,эВ	0.176	0.140	0.176	0.060	0.029	0.176	0.140	0.176	0.060	0.029
$E_{д-д}$,эВ	0.072	0.064	0.072	0.024	0.018	-	-	-	-	-
$E_{рез.}$,эВ	1.347	1.055	1.347	0.484	0.209	1.276	0.991	1.276	0.460	0.191
$E_{общ.}$,эВ	10.193		8.919			9.638		5.809		
$E_{бин.}$,эВ	1.274		0.686			1.205		0.447		

Кристалл кремния имеет структуру алмаза. Кластеры в алмазной структуре формируются по типу ОЦК структуры. На основании этих данных результирующая энергия связи для кристалла кремния в нормальных условиях составляет 3,262 *эВ*. Это значение близко к энергии связи кристалла алюминия.

В полупроводниках Ферми-уровень расположен посередине запрещенной зоны. Реально Ферми-уровень, как и в металлах, отделяет валентную зону от зоны проводимости и расположен для всех веществ в максимуме валентной зоны. Расположение Ферми-уровня посередине запрещенной зоны обусловлено тем, что в этой области располагаются возбужденные уровни энергии нейтрального атома со слабым уширением и формируют как бы узкую разрешенную зону, характерную для энергетических состояний примесей.

Учитывая, что ферми-уровень расположен на поверхности атома и используя значения энергий ионизации атомов кремния и индия, был выполнен расчет энергий связи. Результаты приведены в таблице.При этом наведенные и встроенные дипольные электрические моменты на поверхности металла в зависимости от их расположения увеличивают энергию адсорбции или вообще не участвуют в таком взаимодействии. В случае адсорбции атомов индия на поверхности кремния следует учитывать взаимодействие в основном встроенных дипольных электрических моментов ионов атомов кремния и нейтрального атома индия. Значения этих дипольных электрических моментов были рассчитаны и составляют для иона кремния $2.19 \cdot 10^{-30}$ Кл·м и для атома индия $12.3 \cdot 10^{-30}$ Кл·м.

Кристаллические структуры формируются кластерами. Кластер кремния содержит 21 атом. Дипольные электрические моменты расположены в кластере вполне определенным образом, образуя домен. Домены внутри кристалла располагаются так, чтобы их внутреннее электрическое поле взаимно компенсировалось и не происходило их взаимодействия. Отсутствие взаимодействие между доменами реализуется при их взаимно перпендикулярном расположении результирующих встроенных дипольных электрических моментов. Поэтому если в одном из доменов кремния встроенные дипольные электрические моменты направлены перпендикулярно поверхности, то в рядом стоящем домене они будут направлены тангенциально поверхности.

Там, где встроенные дипольные электрические моменты атомов кремния направлены перпендикулярно поверхности, то такой домен должен выделяться более ярко, что и наблюдается экспериментально. Тогда рядом стоящий домен при тангенциальном расположении встроенных электрических дипольных моментов должен иметь менее эффектное изображение. Индий своей площадью накрывает несколько атомов кремния на поверхности. Встроенные дипольные электрические моменты рядом стоящих атомов кремния обладают взаимно противоположным направлением. Поэтому энергия диполь-дипольного взаимодействия атома индия с поверхностью кремния должна взаимно компенсироваться. Однако под влиянием сравнительно большого электрического поля встроенного электрического диполя атома индия все диполи атомов кремния вследствие поляризации выстраиваются вдоль электрического поля атома индия и этим усиливается диполь-дипольное взаимодействие между атомом индия и поверхностью кристалла кремния.

При тангенциальном расположении дипольных электрических моментов атомов кремния диполь-дипольное взаимодействие между атомом индия и поверхностью кремния равно нулю. В этом случае диполь-дипольное взаимодействие просто исключается. Следовательно, атом индия обладает большей энергией связи при адсорбции на поверхность кремния там, где диполи атомов кремния расположены перпендикулярно поверхности, чем во втором положении с тангенциальным расположением дипольных электрических моментов. Поэтому диполь-дипольное взаимодействие определяет последовательность заполнения разных ячеек адсорбции атомами индия поверхность кремния.

****

ЛОРЕНЦЕВА МИКРОСКОПИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ МАГНИТНЫХ СИСТЕМ: АНСАМБЛЬ ЧАСТИЦ (FE) + ПЛЕНКА (80NIFE)

Васильев Б.В.

Государственный педагогический университет им. В.П. Астафьева
Ул. Лебедевой, 89,г. Красноярск, 660060, Россия
E-mail: borisvasilev41@mail.ru

В работе методом лоренцевой микроскопии исследовалась 2-х слойная магнитная система: пленка пермаллоя 80Ni-20Fe – плоский ансамбль частиц Fe. Процесс изготовления слоистого образца заключался в последовательном вакуумном осаждении на кристалл NaCl в неоднородном температурном поле при температуре подложки порядка 300^0C [1,2] ансамбля частиц железа, затем при комнатной температуре слоя LiF разной толщины и при температуре 150^0C (без градиента) пленки пермаллоя толщиной 300-400А.

Частицы ансамбля имеют сферическую, блюдцеобразную или неправильную форму. Расстояние между ними порядка размера частицы (1-10нм). В зависимости от предыстории в частицах может быть реализовано два основных магнитных состояния: вихревое, с направлением замыкания в разные стороны, либо состояние с однородным распределением намагниченности (однодоменное).

При сильной обменной связи между слоями (рис.1), характерной особенностью доменной структуры пленки является ее зависимость от магнитного состояния частиц ансамбля (магнитожесткий слой). Так, после размагничивания 2-х слойного образца в переменном магнитном поле внутри частиц ансамбля реализуется вихревое состояние намагниченности. При этом намагниченность пленки (магнитомягкий слой) подчиняется магнитному состоянию частиц ансамбля и ее доменная структура представлена набором блоховских линий с выходом вектора M_S из плоскости пленки (рис. 1а). Неоднородное поле частиц способствует зарождению в пленке большого числа доменов новой фазы.

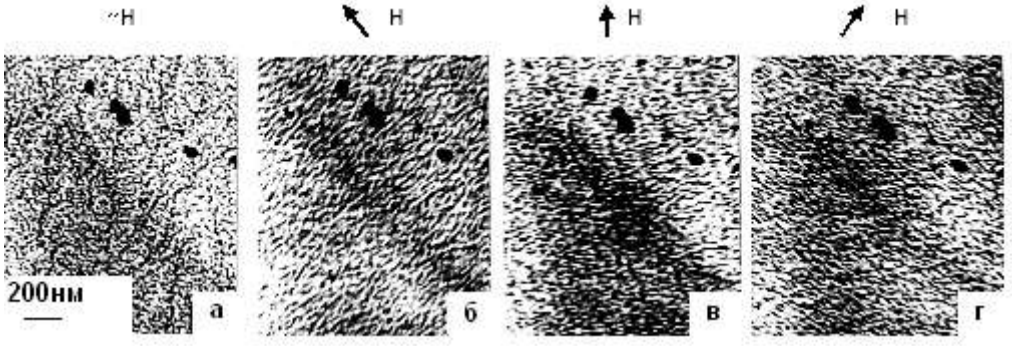


Рис. 1 Изменения доменной структуры одного и того же участка 2^{-x} слойного образца Fe-80NiFe в результате действия переменного (а) и постоянного (б, в, г) ($H=H_S$) магнитного поля. Толщина слоя LiF порядка 1-5А.

Намагниченность доменов испытывает сильные локальные возмущения и формируется без какой-либо выделенной ориентации. Смещение доменных стенок сильно заторможено. Перемагничивание пленки в целом осуществляется вращением вектора намагниченности пленки и сходно с аналогичным процессом, происходящим в однослойной и сильно дефектной пленке. Петля гистерезиса 2-х слойного образца становится низкой и изотропной. Коэрцитивная сила выше, чем у контрольной пленки (80NiFe) в несколько раз.

Действие на 2-х слойный образец постоянного магнитного поля ($H=H_S$) переводит намагниченность частиц ансамбля из вихревого состояния в однородное, с общей ориентацией намагниченности в направлении внешнего поля. Намагниченность пленки опять же подчиняется новому состоянию частиц магнитожесткого слоя, о чем свидетельствует ориентация ряби на рис. 1 б, в, г. Влияние магнитожесткого слоя настолько велико, что кристаллографическая анизотропии пленки практически не чувствуется.

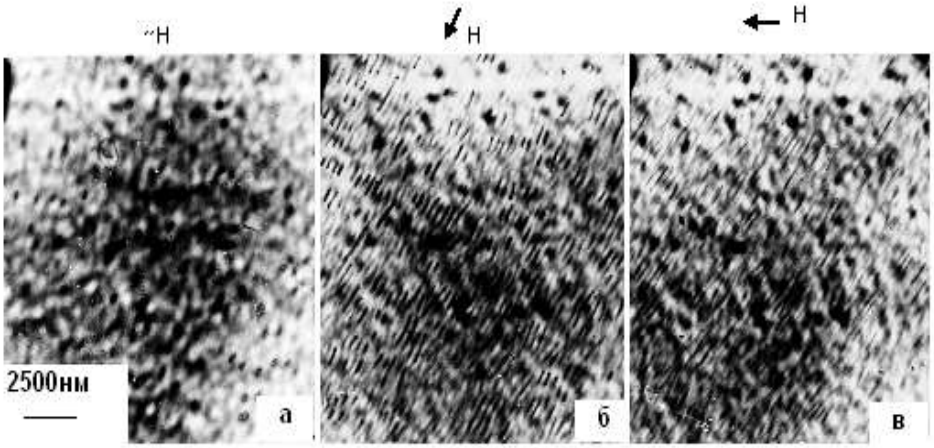


Рис.2 Изменения доменной структуры одного и того же участка 2^{-x} слойного образца Fe-80NiFe с ослабленной обменной связью в результате действия переменного (а) и постоянного (б, в) ($H=H_S$) магнитного поля. Толщина слоя LiF порядка 10-15А.

При ослаблении обменной связи между слоями (рис. 2), после размагничивания 2-х слойного образца в переменном магнитном поле в частицах ансамбля распределение намагниченности соответствует вихревому состоянию (рис. 2 а). Доменная структура пленки аналогична случаю, представленному рис.1а. Если же образец намагничивается в постоянном поле ($H=H_S$) разного направления, то на микрофотографиях появляется система регулярных полос (рис.2 б, в), что можно интерпретировать как появление однородной намагниченности внутри частиц ансамбля. Причем направление полосок не зависит от направления поля насыщения. Распределение намагниченности пленки при этом сохраняется и аналогично исходному (рис. 2 а). На петле гистерезиса 2-х слойного образца появляется смещение от 3 до 10гс.

При малой концентрации частиц ансамбля (расстояние порядка 1000нм и более), в пленке реализуется макродоменная структура. Ее перемагничивание осуществляется за счет смещения доменных стенок. Петля гистерезиса симметричная и обладает высокой прямоугольностью. Коэрцитивная сила 2х слойного образца мало отличается от соответствующей величины контрольной пленки. Влияние полей рассеяния частиц ансамбля сводится к торможению и закреплению доменной стенки пленки; отклонению стенки от «своего» преимущественного направления; локальному видоизменению структуры стенки. Последнее проявляется в образовании на структурно однородной 180^0 градусной стенке круговых линий Блоха и перевязок, которые исчезают при дальнейшем продвижении стенки в магнитном поле.

Таким образом, ансамбль ферромагнитных частиц оказывает весьма существенное влияние на доменную структуру и магнитные параметры тонкой ферромагнтной пленки, что открывает новые возможности использования 2-х слойных магнитных подсистем на практике.

Литература

1. Васильев Б.В. V Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN-2013, г. Москва,2013, 449-450 с.

2. Vasilev B.V., Kim P.D., ProkopenkoV.S. Тезисы Международной конференции «Функциональные материалы» ICFM-2013, г. Симферополь,2013.-502 с.

****

A COLD-BRITTLE CRITERION FOR STEEL SAMPLES WITH STRESS CONCENTRATORS

Mishin V.M.[1], Filippov G.A.[2]

[1] *North-Caucasian Federal University, Russia,*

[2] *TsNIichermet them. I.P. Bardina, ICS, Russia*

e-mail: mishinvm@yandex.ru

Known approaches to assessing the strength of steel and steel parts at low temperatures based on the determination of critical parameters (energy of destruction on the basis of different critical temperatures of brittleness) is not directly related to the characteristics of the material resistance to fracture and loading conditions of the details [1]. Using these criteria directly in design calculations is not possible. It is therefore very urgent development of criteria of ductile-brittle transition of steel specimens and components, which would be applicable in the calculation of the strength of parts, taking into account stress concentrators and their geometry and would be based on physico-mechanical properties of steel directly, rather than actual samples of the steel.

Purpose of this work was the development of physico-mechanical basis of the criterion of ductile-brittle transition, which takes into account the characteristics of resistance of the metal deformation and fracture, as well as the combined effect of a core set of factors (internal and external) responsible for the transfer of steel sample or part from the ductile to the brittle state. Such a temperature criterion would allow to predict a critical temperature of brittleness of the samples of arbitrary shape or parts with stress concentrators on the results of tests of standard samples. Brittle fracture cleavage of notched specimens depends on the internal and external factors [1,2]. The internal factors reflect the structure-sensitive properties are strength and fluidity, and the external conditions determine the nature and impact of the metal – temperature, speed of loading, geometry and stress concentrators.

The effect of the notch geometry on the magnitude of the critical maximum local tensile stress was analyzed. By a similar technique, samples that differed in the geometry of the incisions were tested and the maximum local tensile stresses σ_{11max} were calculated by the finite element method.

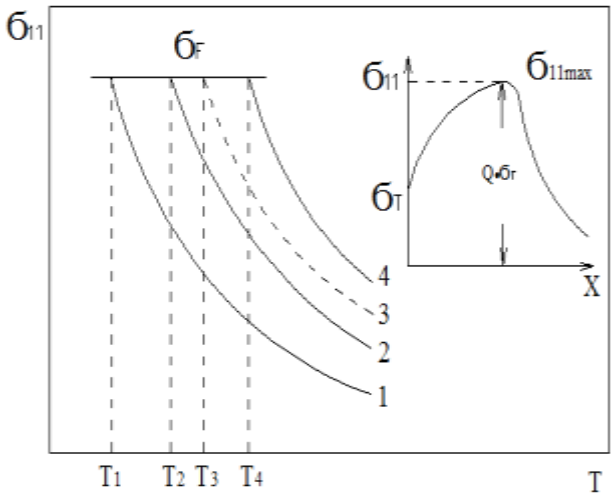


Fig. 1. Scheme of influence of overvoltage on the critical temperature of brittleness. 1 – smooth sample; 2 – sample with a U-notch; 3 – sample with V-notch; 4 – sample with a crack.

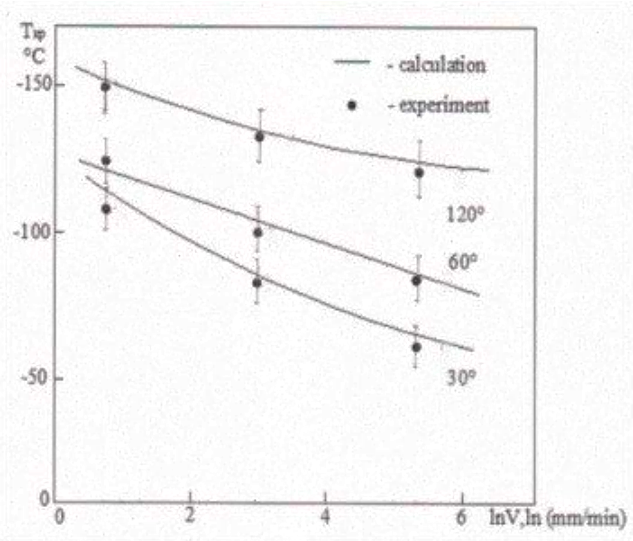


Fig 2. Calculated and experimenttally determined critical temperatures of brittleness of the samples with different stress concentrators (steel 1010).

There is a temperature (T_1, T_2, T_3, T_4), at which in samples of different geometries, σ_{11max} can reach a critical value – σ_F [1]. And this critical temperature (T_1, T_2, T_3, T_4) depends on the severity of the stress concentrator (Fig. 1). The condition of local fracture in this case has the form:

$$\sigma_F = \sigma_T(T_{кр}, \frac{d\varepsilon}{dt}) \cdot Q_{ot} \qquad (1)$$

where Q_{ot} – total yield point overstress of the sample with a stress concentrator.

The dependence of the yield stress $\sigma_T(T, \frac{de}{dt})$ of the test temperature (T) and the loading rate (de/dt) has the form:

$$\sigma_T\left(T, \frac{de}{dt}\right) = \sigma_T\left(T_o, \frac{de}{dt}\right) \cdot exp\left\{\left[\beta\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_o}\right)\right]^n\right\} \quad (2)$$

where $\sigma_T\left(T, \frac{de}{dt}\right)$ – yield strength at room temperature, with the loading rate (de/dt), T_o = 293 K; β, n – coefficients depending on the type of steel.

From (2) obtained the dependence $T_{kr} = F(\sigma_F; \sigma_T; Q_{ot})$, taking into account the influence of fracture resistance (σ_F), yield point (σ_T) (depending on loading rate, de/dt) and the sample geometry, stress concentrator and method of loading (Q_{ot}):

$$T_{Kr} = \left[\frac{1}{T_o} + \frac{1}{\beta}\left(\ln\frac{\sigma_F}{Q_{ot} \cdot \sigma_T(T_o, de/dt)}\right)^{\frac{1}{n}}\right]^{-1} \quad (3)$$

where β, n – coupling coefficients of the yield stress with temperature, depending on the grade of steel and given a well-known reference books; T_o – the normal temperature (20 C); σ_T – yield strength at normal temperature (T_o).

The expression (3) makes it possible to determine the critical temperature of brittleness of steel specimens or parts with stress concentrators of various types. To do this you need to know the critical maximum local stress (σ_F,) yield strength of steel at room temperature (T_o), at defined rate of loading, the loading rate equal to the local fracture zone details, the coefficients β and n and the total overstress and yield point of the sample (Q_{ot}).

Experimental verification of the expression (3) accounting the loading rate, carried out on steel samples (1010) with angles of opening cuts 30º, 60º and 120º at various loading rates (2, 20 and 200 mm / min) showed its efficiency (Fig. 2).

Using the expression (3) we can assess the impact of loading rate on the critical temperature of brittleness of the samples and details of various stress concentrators. Thus, the critical temperature of brittleness of the samples or parts with stress concentrators can be determined by calculation on the experimentally determined characteristic strength of steel – a critical maximum local tensile stress σ_F , the temperature dependence of yield stress and overstress of the overall yield.

References

1.Mishin V.M., Kislyuk I.V., Sarrak V.I. Link of the critical temperature of brittleness with the geometry of the stress concentrator and loading rate // Strength of Materials. 1992. Vol. 23. № 12. pp. 1303-1308.

2.Kotrechko S. A., Meshkov Yu. Ya., Shiyan A. V. Ductility and cold resistance of structural steels // Strength of Materials. 2010. Vol. 42. № 1. pp. 84-89.

****

CRACK INITIATION MECHANISM DURING THE FRACTURE OF AL 5052 ALLOY USING COMPACT TENSION SPECIMEN

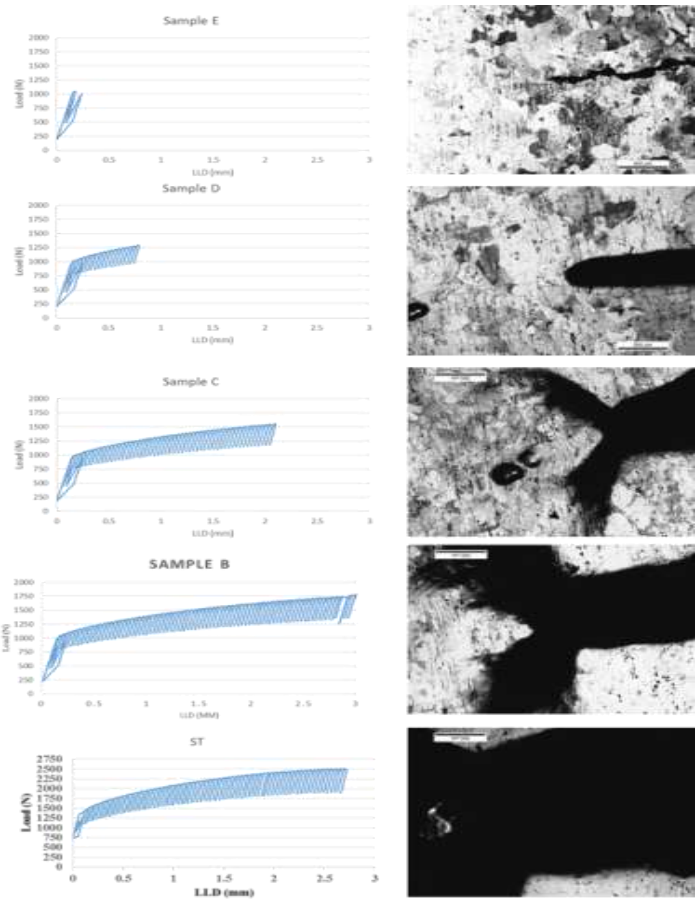
Raja A., Pancholi V.

Department of Metallurgical and Materials Engineering,
Indian Institute of Technology Roorkee, Uttarakhand, 247667 (India)
araja1407@gmail.com , vivekfmt@iitr.ac.in

Abstract

The crack initiation mechanism of Al 5052 alloy is studied in this work. J-integral, elastic-plastic fracture mechanics, approach was used as it is highly ductile material. The maximum energy required for crack initiation of Al 5052 alloy is 185 kJ/m^2. Further, tests were stopped at load values corresponding to the J values of 50 kJ/m^2, 100 kJ/m^2 and150 kJ/m^2 had shown crack blunting, branching and fracture at the crack

tip. The plastic deformation due to slip activities at the crack-tip were responsible for crack initiation in the material.



Introduction

Commercial aluminium products used in the majority of structural applications are selected from 2XXX, 5XXX, 6XXX, and 7XXX alloy groups, which offer medium-to-high strengths. Of these, 5XXX and 6XXX alloys offer medium to-relatively high strength, good corrosion resistance, and are generally so tough that fracture toughness is rarely a design consideration. The 5XXX alloys provide good resistance to stress corrosion in marine atmospheres and good welding characteristics. Notably, this class of alloys has been widely used in low-temperature applications that satisfy the most severe requirements of liquefied fuel storage and transportation at cryogenic temperatures. Hence it is important to study its crack initiation mechanism to prevent it from unsafe failure during its application.

Experimental Method

The Al 5052 alloy with composition Al : 95.7 - 97.7%, Cr : 0.15 - 0.35%, Cu : Max 0.1%, Fe : Max 0.4%, Mg : 2.2 - 2.8%, Mn : Max 0.1%, Si : 0.25% and Zn : Max 0.1% was used in this study. The pesent work is to understand the microstructural evolution under the crack tip. The crack initiation mechanism was studied using five compact tension specimens in a 50 kN capacity load cell Instron 8800 fatigue testing machine. J-integral tests were carried after fatigue precrack at the notch. Specimen dimensions and precrack were performed according to ASTM 1820 standard. First specimen was loaded up to crack initiation to find the maximum energy required to crack initiation. Later, samples were loaded up to particular J value lesser than the maximum value in a periodic load intervals.

Results and discussions.

The Al 5052 alloy is highly ductile aluminum alloy. The energy required for crack intiation was obtained using J-integral test. The optical micrograph of crack tips at various load intervals are shown in the figure. At the applied load of 1kN the measured J value was 50 kJ/m^2. The crack in the micrograph at this load is a visible fatigue precrack. The crack tip blunts on further applying the load up to 1.25kN which corresponds to the J value of 100 kJ/m^2. Crack-tip has branches at the load of 1.5kN as energy in it increases to 150 kJ/m^2. Slip lines was observed on further loading and final fracture of the crack-tip was observed beyond its maximum energy.

Conclusion

1.The crack initiation mechanism of Al 5052 alloy was studied and inferred that

2.Maximum energy required for crack initiation is 185 kJ/m^2

3.Plastic deformation due to slip activities at the crack tip causes blunting, branching and fracture.

****

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СТРУКТУРУ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Шляхова Г.В.[1,2], Баранникова С.А.[1,3], Ли Ю.В.[1], Зуев Л.Б.[1,2], Карташов Е.Ю.[2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, г. Томск

[2]Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск

[3]Томский государственный университет, Россия, г. Томск

INFLUENCE OF HYDROGEN ON STRUCTURE OF CARBONACEOUS STEEL

Shlyakhova G. V., Barannikova S. A., Li Yu. V., Zuev L.B., Kartashov E.Yu.

The ASM and OHM methods in the analysis of influence of hydrogen on parameters of carbonaceous steel have found the following features: electrolytic saturation by hydrogen within 24 hours leads to formation of microcracks in steel samples before mechanical tests; saturation by hydrogen of samples of low-carbon steel changes deformation behavior and mechanical characteristics.

Стальные и промышленные изделия, узлы и агрегаты, элементы конструкций, как правило, работают в агрессивных водородосодержащих коррозионных средах. Водород, диффундируя в металл изделия или конструкции, адсорбируясь в нем, изменяет химический их состав, структуру, а также снижает их эксплуатационные свойства. Так водород в металлах может приводить к существенному изменению механических и физических свойств конструкционных материалов и оказывать на них как отрицательное, так и благоприятное воздействие. В одном случае водород вызывает охрупчивание, в другом - увеличение пластичности металлов [1].

В настоящей работе методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и оптической микроскопии (ОМ) исследовано влияния водорода на структуру конструкционной углеродистой стали с содержанием углерода ~ 0,1%.

Для насыщения образцов водородом применяли метод электролитического наводороживания в трехэлектродной термостатической ячейке при постоянном катодном потенциале относительно хлорсеребряного электрода сравнения в растворе серной кислоты. Время наводороживания составило 8, 14 и 24 ч. До проведения механических испытаний образцы хранили в жидком азоте.

Анализ структуры методом АСМ показал, что средний размер зерна в исходном состоянии без водорода составил ≈ 22±9 мкм. Величина зерна соответствует баллу № 9 по шкале зернистости стали [2]. Очень велика неоднородность структуры (размер зерна варьируется от ~ 80 мкм до ~ 4 мкм).

Оценка данных методами ОМ и АСМ для исходного состояния без водорода и после насыщения водородом показали, что водород оказывает влияние на границы ферритных зерен. Показано, что водородное насыщение стали приводит к изменениям, связанным с формированием микропор и микротрещин, причем границы зерен в стали становятся более сглаженными. Результаты механических испытаний указанных выше образцов показали, что насыщение водородом изменяет деформационное поведение стали [3-4]. Кривые пластического течения в исходном и наводороженном состояниях заметно различаются значениями пределов текучести и прочности. В исходном и наводороженном состояниях на площадке текучести образуются одиночные фронты локализованной пластической деформации, в виде полос полосы Чернова - Людерса. После площадки текучести на стадии параболического деформационного упрочнения формируется система стационарных зон локализации деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 17-08-00751-а и в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2017-2020 гг.

Литература

1.Панин А.В., Рыбин В.В., Ушков С.С. и др. / Влияние водородной обработки на механическое поведение технического титана ВТ1-0, имеющего различное исходное структурное состояние // Физическая мезомеханика. –2003. –Т.6. –№ 5. –С. 63-71.

2.Металловедение/ А.П. Гуляев.- М., Металлургия, 1978.- 648 с.

3.Влияние водорода на параметры макролокализации пластической деформации в низкоуглеродистой стали/ А.Г. Лунёв, М.В. Надежкин, Г.В. Шляхова, С.А. Баранникова, Л.Б. Зуев// Неустойчивость локализации деформации и разрушения в многоуровневых системах, 2013.- 104-105 с.

4.The effect of Hydrogen on the Parameters of Plastic Deformation Localization in Low Carbon Steel/ A.G. Lunev, M.V. Nadezhkin, G.V. Shlyakhova, S.A. Barannikova, L.B. Zuev// International Conference on Physical Mesomechanics of Multilevel Systems.- 2014.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Мыльников В.В. [1], Романов А.Д. [2], Чернышов Е.А. [2]

[1]Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, mrmylnikov@mail.ru

[2]Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, taep@nntu.nnov.ru

THE STUDY OF FRACTURED SURFACES OF DISPERSION-STRENGTHENED COMPOSITE MATERIAL BASED ON ALUMINUM

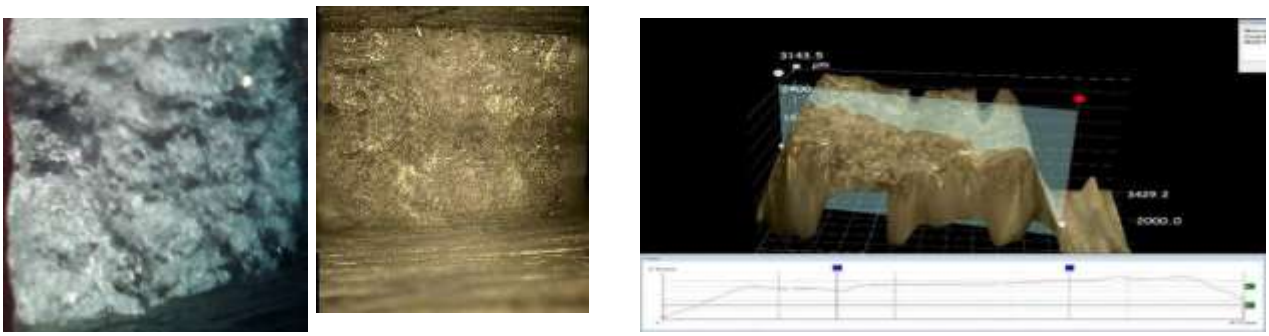
Mylnikov V.V., Romanov A.D., Chernyshov E.A.

In the presented work studied radiography of fractured surfaces under uniaxial stretching of the materials made according to fundamentally different technology of producing the dispersed-strengthened composite materials based on aluminum, which is based on the process of burning of the aluminum melt when interacting with oxygen or oxygen – nitrogen mixture.

В представленной работе исследовано сопротивление разрушению при растяжении материалов изготовленных по принципиально отличной технологии получения дисперсно-упроченных композиционных материалов на основе алюминия, которая основана на процессе выгорания расплава алюминия при взаимодействии с кислородом или кислород – азотной смесью [1-4]. Средний размер частиц упрочняющей фазы преимущественно сфероидальной морфологии составляет 40-60 мкм, а их количество изменяли от 10% до 60%. В данной работе представлены результаты образцов с минимальным количеством твердой фазы.

Исследования поверхности разрушения проводили с использованием оптического микроскопа KEYENCE VHX-1000 с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения.

На рисунке 1,*а* приведен макроскопический вид поверхности излома плоского образца ДУКМ с наименьшим количеством включений твердой фазы, состоящий из волокнистой зоны с областями случайно расположенных волокон без какой-либо преимущественной ориентировки. Очаг разрушения и зона зарождения трещины неопределённы (рис. 1,*б*), что связано со стабильностью процесса высокоэнергетического распространения трещины при разрушении. Излом характеризуется морфологически единой поверхностью разрушения, т.е. однородный по макрогеометрии без геометрических зон существенно различающихся по рельефу с наличием однотипных элементов разрушения, что показано на рисунке 1,*в* в виде характеристики степени неровности поверхности разрушения в направлении, перпендикулярном плоскости приложения нагрузки. Небольшое количество дисперсных включений в матрице исследуемого материала расположенных на значительных расстояниях приводит к образованию в некоторых направлениях невысоких гребней, что можно объяснить фактом обхода или огибания их фронтом продвижения трещины, которому такое продвижение проще выполнимо, чем по телу высокотвердых фаз. При этом поликристаллический характер структуры (зеренное строение) определяет тот факт, что фронт разрушения материала претерпевает незначительное ветвление.



а) *б*) в)

Рис. 2. *Фрактограммы излома образца № 1: а – оптическая макроструктура х40; б - макроструктура в режиме Optimal Image; в – 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению*

Литература:

1. Чернышов Е.А., Мыльников В.В., Романов А.Д., Романова Е.А. Разработка технологии получения алюмоматричного дисперстно-наполненного литого композиционного материала с контролем размеров фаз упрочнения // VI Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 10-13 ноября 2015 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2015 С. 667-669.

2. Романов А.Д., Чернышов Е.А., Мыльников В.В., Романова Е.А. Разработка технологии получения композиционного материала на основе алюминия // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2014. № 12-2. С. 176-179.

3. Чернышов Е.А. Разработка метода получения литых многокомпонентных систем с заданным размером и распределением неметаллических упрочняющих частиц / Е.А. Чернышов, В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Романова // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 6. С. 324.

4. Чернышов Е.А., Исследование микроструктуры алюмоматричного дисперсно-наполненного литого композиционного материала, полученного методом внутреннего окисления / Е.А. Чернышов, С.З. Лончаков, А.Д. Романов, В.В. Мыльников, Е.А. Романова // Перспективные материалы. 2016. № 9. С. 78-83.

УДК 539.43:669.717:629.735

****

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ В МНОГОЦИКЛОВОЙ И МЕГАЦИКЛОВОЙ ОБЛАСТИ И ВОЗМОЖНОСТИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.

Рудзей Г.Ф.

ФГУП «Сибирский научно-исследовательский институт авиации имени С.А. Чаплыгина», г. Новосибирск, 630051, Россия, E-mail: rudzeyg@sibnia.ru

Rudzei G.F.

The study of properties of curves of fatigue of smooth specimens and specimens with stress concentrators of aluminum, titanium alloys and steels on the basis of the tests $\geq 10^7$cycles. Defines the dependencies of the parameters of fatigue curves in high-cycle and megacyclic area, enable prediction of the resource characteristics of products from structural materials.

Проблема усталости материалов и конструктивных элементов в последние годы стала ещё более злободневной в связи с увеличением предполагаемого ресурса и срока службы изделий в различных отраслях народного хозяйства. Так, например, в авиации при оценке ресурса боевых машин лабораторные испытания по определению долговечности конструктивных образцов

осуществляются на базе испытаний 10^6 циклов, для транспортной и пассажирской категории воздушных судов — на базе 10^7 циклов. Усталостные испытания являются дорогостоящими, поэтому изучение специфики разрушений при циклических испытаниях, особенностей получаемых кривых усталости, поиск методов расчётного прогнозирования усталостной долговечности является актуальной задачей.

Ранее в ряде работ, например [1], предложен и апробирован метод расчёта долговечности в диапазоне $5\cdot\times10^4\leq N \leq 5\times10^6\cdot$циклов, основанный на статистической оценке параметров кривых усталости. Метод основан на следующем. Известно, что в двойных логарифмических координатах в различных диапазонах долговечностей кривые усталости линейны или кусочно-линейны. Соответственно они могут быть описаны уравнениями типа $y = a + bx$, в частности,

$$\lg N = a + b\lg\sigma_{max} \qquad (1).$$

Коэффициенты a и b полученных уравнений определяются с помощью линейного регрессионного анализа. Согласно полученным данным при отнулевом цикле нагружения для всех типов исследованных образцов из листа и плиты различных сплавов в вышеуказанном диапазоне долговечности точки на графике b = f(a) с учетом естественного разброса данных примерно располагаются на одной прямой, которая может быть для алюминиевых сплавов описана уравнением b = 1,68 – 0,41a.

Тогда уравнение (1) может быть преобразовано:

$$\lg N = a + (1,68 - 0,41a)\lg\sigma_{max} \qquad (2).$$

Отсюда появляется возможность проведения ускоренных усталостных испытаний, поскольку, выполнив исследования на одном уровне напряжения и получив значение долговечности, можно определить коэффициент a, вычислить коэффициент b и записать уравнение регрессии для конкретного конструктивного образца, материала и предыстории нагружения.

Явление разрыва кривой усталости, приводящее к появлению разных наклонов фрагментов кривой усталости в двойных логарифмических координатах, усложняет задачу прогнозирования ресурса элементов конструкций изделий. Для каждого линейного фрагмента кривой усталости коэффициенты уравнений регрессии должны быть разными. В настоящей работе на основании многочисленных экспериментальных исследований изучены свойства кривых усталости на большей базе испытаний. На усталость испытаны гладкие образцы, образцы с различными концентраторами напряжений, образцы сварного соединения из авиационных конструкционных сплавов Д16АТ, АК4-1АТ1, 1163 АТВ, 1201Т1, АМг6, сталей и титановых сплавов 30ХГСНА, 12Х18Н10Т, ВТ1-0, ОТ4 , углепластиков с различной предысторией нагружения. Определена взаимосвязь параметров кривых усталости в многоцикловой и мегацикловой области для прогнозирования ресурсных характеристик изделий из конструкционных материалов.

1.Рудзей Г.Ф. О взаимосвязи параметров кривой усталости и возможности прогнозирования усталостной долговечности элементов конструкций/ Деформация, разрушение материалов. 2014. № 1. С. 41-48.

****

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ЭНЕРГИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ С ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ

Суханов И.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н.

Томский государственный университет, Томск, Россия

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

suhanii@mail.ru

INTERNAL STRESSES AND ENERGY OF NANOCRYSTALS WITH HIGH DENSITY OF GRAIN BOUNDARY PARTIAL DISCLINATIONS

Sukhanov I.I., Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N.

The results of a theoretical analysis of the elastic-stressed state and the distribution of elastic energy in nanostructured metallic materials in the vicinity of nanograin boundaries with a high density of partial

disclinations are presented. The features of the distribution of the stress fields of disclinational grain-boundary configurations as a function of the size of nanograins are determined taking into account the superposition of these stresses during the screening of disclination pile-ups. It's found that the maximum values of the main components of the stress tensor are achieved only in the disclination planes $P \approx E/25$, and the gradients of these stresses are characterized by the maximum values at the nodal points $\partial P/\partial x \approx 0{,}08$ E nm^{-1}. It's established that a significant part of the shear stress components is localized within the physical grain size. It's shown that the local energy maxima are a characteristic feature of the distribution of the specific elastic energy of these configurations, which can be the cause of the physical broadening of the nanograin boundaries.

Представлены результаты теоретического анализа особенностей упруго-напряженного состояния и распределения упругой энергии в наноструктурных металлических материалах с высокой плотностью частичных дисклинаций на границах зерен.

В рамках континуального подхода использовалась структурная модель границ нанозерен, в которой дисклинационный заряд распределен и скомпенсирован по контуру зерна гексагональной формы. В качестве носителей такого заряда были выбраны частичные клиновые дисклинации. Расчет полей напряжений и энергий проводился в программной среде Maple 17 с использованием тензора напряжений таких дисклинаций с направлением линий дефекта вдоль оси z, который имеет вид [1]:

$$g_{ij}^{(e)z} = \begin{pmatrix} \ln(r) + \frac{y^2}{r^2} + \frac{\nu}{1-2\nu} & -\frac{xy}{r^2} & 0 \\ \frac{xy}{r^2} & \ln(r) + \frac{x^2}{r^2} + \frac{\nu}{1-2\nu} & 0 \\ 0 & 0 & 2\nu\ln(r) + \frac{\nu}{1-2\nu} \end{pmatrix} \quad (1)$$

$$\sigma_{ij}^{(e)z} = D\omega g_{ij}^{(e)z} \ . \quad (2)$$

Здесь $D = G/[2\pi(1-\nu)]$, $r^2 = x^2 + y^2$, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, ω – величина вектора Франка (мощности дисклинаций).

Особенности распределения зернограничных дисклинаций определяется двумя условиями (рисунок 1):

- гексагональное зерно задается системой плоских дисклинационных скоплений разных знаков, формирующих дипольные конфигурации;

- пространственное распределение дисклинаций носит нерегулярный характер и задается тремя областями: последовательное равномерное увеличение/уменьшение расстояния между дефектами (область I/III рисунок 1), эквидистанционная область II с фиксированным расстоянием между зернограничными дисклинациями.

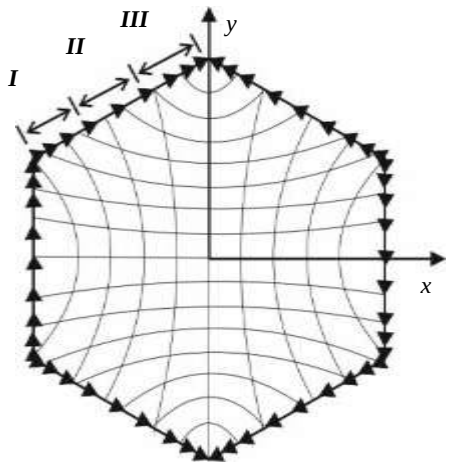


Рис. 1. Схема распределение зернограничных дисклинаций в зерне гексагональной формы.

Выбор такого распределения дисклинаций обеспечивает в объеме нанозерна наличие высоких значений кривизны и ротора кривизны кристаллической решетки. Величина вектора Франка в ходе вычислительных экспериментов не менялась и составляла $\omega \approx 1°$. Последнее условие является необходимым для геометрической линеаризации смещений от дисклинаций, т. е. в формулах для

упругих полей сохраняются только линейные по ω члены. Это позволяет получать замкнутые аналитические соотношения для упругих полей и энергий прямолинейных дисклинаций [1].

Выявлены особенности распределения полей напряжений дисклинационных зернограничных конфигураций в зависимости от размера нанозерен как результат суперпозиции этих напряжений в процессе экранировки дисклинационных скоплений. Показано, что максимальные значения главных компонент тензора напряжений $P = Tr(\sigma_{ij})/3 \approx E/200$ достигаются в плоскостях залегания дисклинаций, а градиенты этих напряжений характеризуются максимальными величинами $\partial P/\partial x \approx$ 0,01 E нм$^{-1}$ в тройных узлах нанозерен. Сдвиговые компоненты этого тензора локализованы внутри нанозерен.

Характерной особенностью распределения удельной упругой энергии в зонах рассматриваемых дисклинационных зернограничных конфигураций является наличие локальных энергетических максимумов, интенсивность и геометрические параметры которых определяются размерами нанозерен. Предполагается, что эти максимумы могут быть причиной физического уширения границ нанозерен с высокой плотностью частичных дисклинаций.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-19-01374).

Литература

1.Владимиров В. И. Дисклинации в кристаллах / В.И. Владимиров, А.Е. Романов //– Л.: наука, 1986. – 223 с.

****

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И НАНОДИПОЛИ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В ОБЛАСТИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ

Тюменцев А.Н., Суханов И.И., Дитенберг И.А., Дмитриев А.И., Псахье С.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
Томский государственный университет, Томск, Россия
tyuments@phys.tsu.ru

FEATURES OF DEFORMATION LOCALIZATION AND NANODIPOLES OF PARTIAL DISCLINATIONS IN THE FIELD OF ELASTIC DISTORSIONS

Tyumentsev A.N., Sukhanov I.I., Ditenberg I.A., Dmitriev A.I., Psakhie S.G.

The phenomenon of deformation localization in the field of elastic distortions with the formation of reorientation nanobands with elastic curvature of the crystal lattice of hundreds of degrees per micrometer and nanodipoles of partial disclinations as defects of an elastically deformed medium and carriers of elastic shears and rotations at the propagation front of nanobands is revealed. Theoretical analysis of the elastic – stressed state and energy of these defects, including, in the process of their transformation into more complex ensembles of interconnected disclinations, is carried out. Using these results and data from the molecular dynamic study of dynamic vortex defects formed in the region of elastic distortions, mechanisms for deformation localization in this region at the stages of nucleation and propagation of the above-mentioned nanobands are proposed.

Характерной особенностью нанообъектов размерами несколько нанометров является их способность к формированию структурных состояний со значениями упругой кривизны кристаллической решетки сотни град/мкм. Показано [1], что эта особенность, во-первых, является результатом чисто масштабного фактора – значительного уменьшения при уменьшении размеров нанообъектов связанных с этой кривизной локальных внутренних напряжений; во-вторых, обеспечивает возможность локализации деформации в области упругих дисторсий с образованием нанополос переориентации с указанной выше кривизной кристаллической решетки и нанодиполей частичных дисклинаций как дефектов упруго деформированной среды – зон заторможенных упругих сдвигов и поворотов на фронте распространения нанополос.

Теоретический анализ полей локальных напряжений и энергии этих дефектов, в том числе, в процессе их трансформации в более сложные ансамбли взаимосвязанных дисклинаций, показал, что важной особенностью упруго напряженного состояния нанодиполя частичных клиновых дисклинаций являются высокие значения диагональных компонент тензора напряжений с их максимальными значениями $P = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3 \approx \pm$ E/50 (E – модуль Юнга) в плоскости залегания

нанодиполя. При малых размерах плеча нанодиполя эти напряжения обеспечивают в его плоскости очень высокие (от -E/50 до +E/50 на расстоянии 6 нм – $\partial P/\partial x \approx 10E$ мкм$^{-1}$) локальные градиенты давления.

Характерной особенностью сдвиговых компонент поля напряжений такого нанодиполя являются их максимальные значения перед фронтом его распространения. Это приводит к формированию в этой области квадруполей частичных дисклинаций, превращающих движущиеся нанодиполи в мультипольные конфигурации. Расчеты полей напряжений и энергий таких конфигураций показали, что результатом суперпозиции и более интенсивных эффектов экранировки полей напряжений в ансамбле нанодиполей является увеличение градиентов, уменьшение величины локальных напряжений в окрестности мультиполя и кратное снижение энергии дисклинационной конфигурации. Такое снижение, совместно с максимумом сдвиговой компоненты напряжений перед движущимся нанодиполем делает его эффективным концентратором напряжений, стимулирующим локализованный характер развития упругой деформации.

С использованием результатов молекулярно-динамического исследования атомных перестроек в области упругих дисторсий [2] высказано предположение, что в качестве зародышей нанополос локализации упругой деформации могут выступать ансамбли динамических вихрей, размеры (несколько нанометров) и геометрия атомных смещений и поворотов в которых аналогична наблюдаемой в указанных выше нанополосах и связанных с ними нанодиполях частичных дисклинаций. Формирование этих вихрей в области упругих дисторсий определяет как характерные размеры (ширину) указанных выше нанополос, так и саму возможность локализации деформации в этой области, то есть является фундаментальной причиной явления локализации деформации в области упругих дисторсий.

При этом последовательность структурных превращений при формировании нанополосы локализации деформации в этой области можно представить следующим образом.

Образование вблизи границы зерна квадруполя частичных дисклинаций (рис. 1 а) как следствие формирования взаимосвязанной системы вихревых ансамблей в процессе согласованного вихревого движения групп атомов.

Распространение под действием сдвиговой компоненты тензора напряжений τ_{xy} (рис. 1 б) внутрь зерна зародившегося квадруполя путем движения ограничивающего его нанодиполя.

Образование в зоне перед фронтом распространения нанополосы квадруполя частичных дисклинаций (рис. 1 в) с кратным снижением энергии дисклинационного ансамбля.

Объединение квадруполя с движущимся нанодиполем с образованием на фронте нанодиполя нового квадруполя (рис. 1 г).

Дальнейшее движение нанодиполя осуществляется многократным повторением 4 этапа.

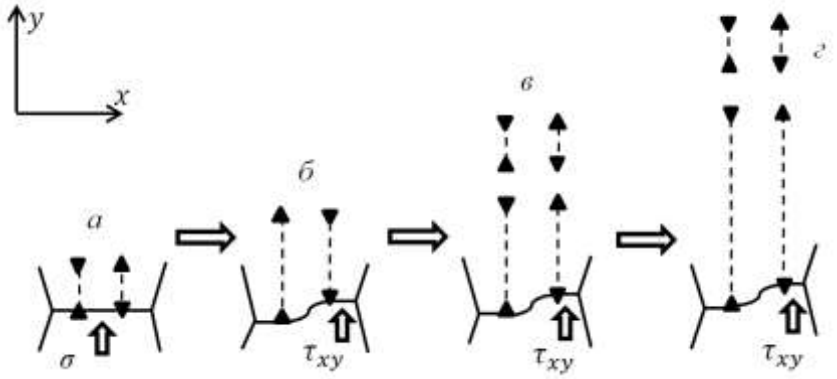


Рис. 1. Схема зарождения и движения нанодиполя частичных дисклинаций.

Как показано в работе [3], эволюция анализируемых здесь нанополос переориентации на стадии пластической деформации обеспечивает возможность формирования нанокристаллических структур с предельными минимальными размерами зерен несколько нанометров. Существенно, что эти размеры определяются шириной представленных здесь нанополос, а, в конечном итоге, размерами динамических вихревых структур еще в области упругих дисторсий.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-19-01374).

Литература
1.Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. // Физическая мезомеханика. - 2014. - Т. 17. - № 6. - С. 81-86.
2.Дмитриев А.И, Псахье С.Г. // Письма в ЖТФ. – 2004.– Т. 30. – Вып. 12. – С. 22 – 27.
3.Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Гриняев К.В. и др. // - **ЖТФ**. - 2011. - Т. 81. - **№ 6**. - С. 68-74.

*****

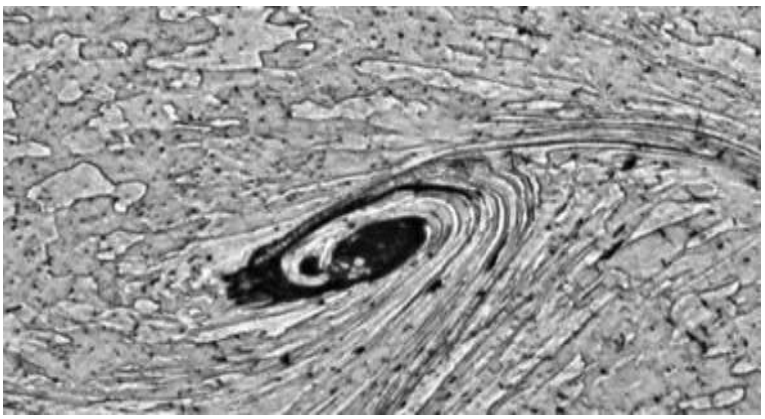


Рис. 1 – Металлографическая структура зоны вихря соединения алюминий – алюминий, полученного сваркой взрывом

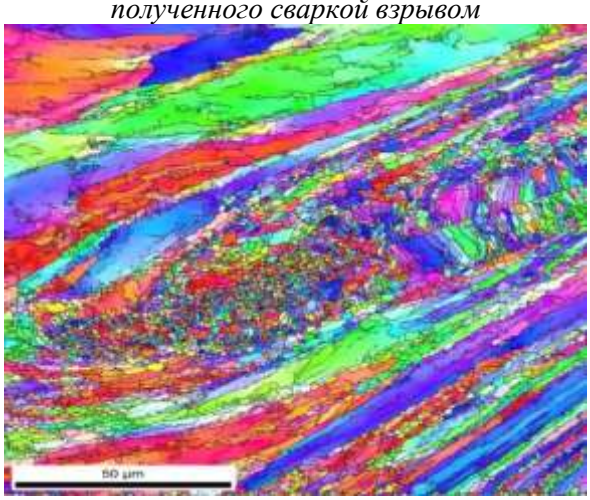


Рис. 2 – Полученная методом EBSD-анализа IPF-карта зоны вихря соединения алюминий – алюминий, полученного сваркой взрывом

Литература

1.В.В.Рыбин, Э.А. Ушанова, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак Природа пластического течения металлов в приконтактной зоне при сварке взрывом // Письма в ЖТФ.–2011. –Т. 37. Вып.23. –С. 26–33.

2.V. V. Rybin, B. A. Greenberg, M. A. IvanovetallNanostructureofvortexduringexplosionwelding// JNN. − 2011. − V. 11. – P. 1 – 11.

3.В. В. Рыбин, Б. А. Гринберг, О. В. Антонова, О. А. Елкина, М. А. Иванов, А. В. Иноземцев, А. М. Пацелов, И. И. Сидоров Образование вихрей при сварке взрывом (титан – орторомбический алюминид титана)// ФММ. − 2009. − Т. 108. − № 4. – С. 371 – 384.

****

УТОЧНЕНИЕ МЕТОДИКИ ПОСТРОЕНИЯ КРИВЫХ ТЕЧЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ЗНАКОПЕРЕМЕННОЙ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шелест А.Е., Юсупов В.С., Шефтель Е.Н., Перкас М.М., Акопян К.Э., Просвирнин В.В.

Российская Федерация, ИМЕТ РАН, Perkas03@yandex.ru

CLARIFICATION OF THE METHOD OF CONSTRUCTING OF FLOW CURVE TO PREDICT THE HARDENING OF METALS UNDER ALTERNATING COLD PLASTIC DEFORMATION

Shelest A.E., Yusupov V.S., Sheftel E.N., Perkas M.M., Akopian K.A., Procvirnin V.V.

The method of constructing of flow curves describing the dependence of the true stress from the intensity of the main true stresses has been refined. The forms of analytical representation of such curves has

been justified. It is shown that the flow curves of metals in a relaxed state can be used to predict their hardening during cold deformation. It is established that the alternating deformation of commercially pure copper on the roll-straightening machine leads to a significant increase of the conditional yield strength.

Определенный интерес представляет возможность управления механическими и функциональными свойствами полуфабрикатов, или готового изделия посредством знакопеременной деформации, практически не изменяющей их геометрию. В работе [1], в частности, была сформулирована возможность использования процесса правки листа на роликоправильных машинах в качестве инструмента осуществления контролируемой знакопеременной деформации металлических материалов с целью управления указанными свойствами. Однако перед проведением экспериментов по проверке этого предположения пришлось решать ряд методических вопросов, которым посвящена данная работа.

Для прогнозирования напряжения, необходимого для начала пластической деформации, используются кривые течения, описывающие зависимость истинного напряжения от величины деформации [2,3], основой для построения которых служит индикаторная диаграмма, полученная при испытаниях на растяжение. Если определение истинных напряжений как правило, не вызывает затруднений, то с выбором деформации наблюдаются определённые трудности. Руководствуясь соображениями выбора универсальной меры деформации, предлагается в качестве её принять интенсивность главных истинных деформаций (или интенсивность истинных деформаций в направлении главных осей):

$$e_{\text{i}} = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{(e_1 - e_2)^2 + (e_2 - e_3)^2 + (e_3 - e_1)^2},$$

где e_1, e_2, e_3 – ***главные истинные деформации*** или истинные деформации в направлении главных осей [4]. Форма e_i, задаваемая этим соотношением, гарантирует инвариантность предлагаемой меры деформации. Практически e_i определяется в пределах участка равномерной пластической деформации на индикаторной диаграмме при испытании на растяжение. Именно это обеспечивает условия простого нагружения и монотонной статической деформации в совокупности с постоянством схемы напряженно-деформированного состояния. При выполнении последовательности различных операций обработки металлов давлением используется свойство аддитивности e_i.

Так как компоненты для определения e_i берутся в системе главных осей деформации (при отсутствии угловых деформаций), то любые выделяемые в теле объемы не будут изменять форму до и после деформации. Это относится, в том числе, к прямоугольным параллелепипедам, чем можно воспользоваться при построении ***кривых течения*** по результатам испытаний на растяжение плоских образцов.

При аналитическом представлении ***кривых течения*** использовали регрессионные модели, предложенные Надаи - $\sigma_i = C_1\varepsilon_i^n$; и Людвиком - $\sigma_i = \sigma_T + C_2\varepsilon_i^m$ (где σ_i; ε_i – интенсивность напряжений и деформаций; σ_T – предел текучести; C_1; C_2; n; m - константы, определяемые по результатам механических испытаний), которые проверялись в ходе пробного эксперимента по проверке возможности изменения механических свойств металлических листов при их обработке на роликоправильной машине. В качестве модельного материала была выбрана технически чистая медь, полосы из которой толщиной 3 мм и шириной 20 мм проходили обработку на роликоправильной машине EcoMaster 25/21 [1]. Предварительно полосы подвергались смягчающей термической обработке по режиму: нагрев до температуры 700 ^{0}C, выдержка 10 мин, охлаждение в воде. В исходном состоянии были оставлены две полосы (№№ 1 и 2), а третья (№ 3) прошла 20 пропусков в роликоправильной машине при следующих величинах зазоров: на входе – 2,25 мм, на выходе – 3,00 мм. Из полос вырезались стандартные плоские образцы, которые испытывались на разрыв на испытательной машине Instron 3382 в соответствии со стандартом [3].

Полученные результаты в первую очередь свидетельствуют о том, что знакопеременная деформация изгиба медной полосы при её обработке в роликоправильной машины существенно повышает условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и снижает относительное удлинение после разрыва δ. Наряду с этим следует подчеркнуть, что значения временного сопротивления разрыву $\sigma_в$ исходного и обработанного металла можно считать относительно близкими величинами. Это объясняется тем, что при испытании на растяжение металлов с большим ресурсом пластичности, каковой является мягкая

медь, непосредственно в процессе растяжения происходит наклеп и перед разрывом условные напряжения разрушения достигают сравнительно близких значений.

Сравнительный анализ статистических характеристик регрессионных моделей Надаи и Людвика показал, что последняя в виде одного уравнения справедлива на всём протяжении стадии равномерной деформации (до образования шейки), а модель Надаи требует использования трёх уравнений для отдельных частей указанной стадии деформации.

Основные выводы

1.Уточнена методика построения кривых течения на основе обработки индикаторных диаграмм, получаемых при стандартных испытаниях металлов на растяжение.

2.Выбрана форма аналитического представления кривых течения, отражающая общие представления о закономерностях перехода от упругой деформации к пластической и особенности наклепа металла при пластической деформации.

3.Показано, что кривые течения металлов в смягченном состоянии могут использоваться для прогнозирования степени упрочнения при холодной пластической деформации.

4.При обработке полос из технически чистой меди на роликоправильной машине установлено, что знакопеременная деформация при изгибе приводит к существенному (в 3 и более раз) повышению условного предела текучести, тогда как временное сопротивление разрыву растёт незначительно при снижении относительного удлинения 10-20%.

Литература

1.Шелест, А.Е. Разработка методики определения геометрических и деформационных параметров правки металлических листов на роликоправильных машинах / А.Е.Шелест, В.С.Юсупов, М.М.Перкас, Е.Н.Шефтель, В.В.Посвирнин, К.Э.Акопян – Производство проката, № 3, 2016. С. 3-8.

2.Аверкиев, Ю.А. Технология холодной штамповки: Учебник для вузов / Ю.А.Аверкиев, А.Ю.Аверкиев – М.: Машиностроение, 1989. – 304 с., ил.

3.ГОСТ 11701-84 Металлы. Метод испытания на растяжение тонких листов и лент

4.Смирнов-Аляев, Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. 3-е издание / Г.А.Смирнов-Аляев – Л.: Машиностроение, 1978. – 368 с., ил.

****

МИКРОТВЕРДОСТЬ, ТЕМПЕРАТУРА СТЕКЛОВАНИЯ И ВНУТРЕННЕЕ ДАВЛЕНИЕ СТЕКЛООБРАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сандитов Д.С., Машанов А.А., Бадмаев С.С.

Россия, Бурятский государственный университет, E-mail: sanditov@bsu.ru

MICROHARDNESS, GLASS TRANSITION TEMPERATURE AND THE INTERNAL PRESSURE OF GLASSY MATERIALS

Sanditov D.S., Mashanov A.A., Badmaev S.S.

Russia, Buryat State University, E-mail: sanditov@bsu.ru

Рассмотрено исследование взаимосвязи внутреннего давления, температуры стеклования и микротвердости стекол.

It is reviewed by study of the relationship of the internal pressure, the glass transition temperature and glass microhardness.

Внутреннее давление P_i обусловлено изменением потенциальной энергии взаимодействия атомов при их смещениях из узлов решетки. Поскольку эта энергия $U_0(V)$ слагается из энергий связей, объединивших атомы в твердое тело, величина $P_i = (\mathrm{d}U_0/\mathrm{d}V)$ возникает как упругая реакция решетки на ее всестороннее растяжение или сжатие. Поэтому она зависит от модуля упругости E и коэффициента Пуассона μ [1] (табл. 1)

$$P_i = \frac{(1-2\mu)}{6(1+\mu)}E. \qquad (1)$$

При испытании на микротвердость путем вдавливания алмазной пирамидки Виккерса при 20 ^0C получают пластические микроотпечатки на стекле. Микротвердость H_V можно рассматривать как предел текучести σ_y, выше которого наблюдается пластическая деформация стекол: $H_V \cong \sigma_y$ [2].

В рамках модели делокализованных атомов [3] элементарный акт пластической деформации стекол сводится к делокализации атома – его критического смещения из равновесного положения. Предел текучести σ_y с этой точки зрения есть напряжение, необходимое для делокализации атома. Поэтому он по величине совпадает с внутренним давлением P_i, против которого совершается работа критического смещения атома: $P_i = \Delta\varepsilon_e / \Delta v_e$, где $\Delta\varepsilon_e = RT_g \ln(1/f_g)$ – энергия делокализации атома.

Отсюда с учетом $\ln(1/f_g) \approx const \approx 3$ [3] и $\sigma_y = P_i = H_V$ (табл. 1) для микротвердости стекол получаем соотношение

$$H_V \approx \left(\frac{3R}{\Delta v_e}\right) T_g . \qquad (2)$$

Табл. 1 Микротвердость и внутреннее давление ряда стекол

Стекло	μ	E	H_V	P_i	$\frac{P_i}{H_V}$
		кгс/мм²			
SiO_2	0.017	7450	693	700	1.01
K_2O-SiO_2	0.225	5323	374	398	1.06
К8	0.225	7920	579	593	1.02
ТФ3	0.219	5469	424	420	0.99
Ф2	0.220	5473	412	419	1.02

Примечание: К8, ТФ3, Ф2 – оптические стекла, SiO_2 – кварцевое стекло.

Здесь R – газовая постоянная, f_g – доля флуктуационного объема, замороженная при температуре стеклования T_g, Δv_e – элементарный объем, необходимый для делокализации атома.

В неорганических стеклах делокализация атома представляет собой критическое смещение мостикового атома (типа атома кислорода в мостике Si-O-Si). Поэтому у стекол одного класса $\Delta v_e \cong const$ [3]. Например, у силикатных стекол имеем $\Delta v_e \approx 5\,\text{Å}^3$ (табл. 2, расчет по формуле (2)). Согласно (2), это означает, что микротвердость линейно зависит от температуры стеклования: $H_V \sim T_g$, что подтверждается у стекол одного класса (табл. 2).

Табл. 2. Микротвердость и температура стеклования силикатных стекол

Состав стекла, мол.%				T_g, K	H_V, кгс/мм²	Δv_e, Å³	$\frac{H_V}{T_g}$, $\frac{кгс}{Кмм^2}$
SiO_2	Al_2O_3	SrO	Li_2O				
60	-	10	30	755	570	5.3	0.7
55	5	5	35	736	621	4.7	0.8
35	30	25	10	1028	747	5.5	0.7
100	-	-	-	1373	1040	5.2	0.7

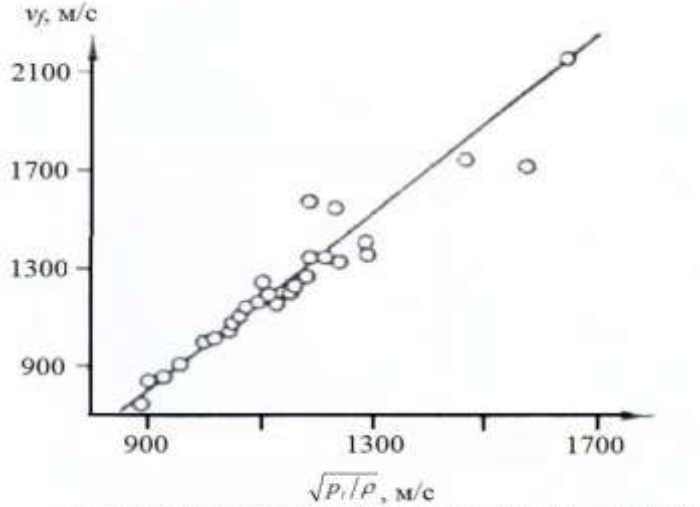


Рис. 1. Зависимость максимальной скорости разрушения v_f от величины (p_i – внутреннее давление). Многокомпонентные силикатные стекла. Верхняя точка – кварцевое стекло.

На основе экспериментальных данных Шардина [4] для силикатных стекол мы установили линейную корреляцию между скоростью разрушения v_f и величиной $\sqrt{p_i/\rho}$, где p_i – внутреннее давление, определяемое формулой (1) (рис. 1).

Наличие такой корреляции объясняется представлением о том, что предельная прочность бездефектных стекол [1] равна внутреннему давлению с обратным знаком $\sigma_n = - p_i$ [5]. Большой разброс точек на графике $v_f - \sqrt{E/\rho}$ в сравнении с приведенным рисунком обусловлен тем обстоятельством, что величина σ_n определяется не только модулем упругости, но и коэффициентом Пуассона.

Литература

1.Сандитов Д.С., Бартенев Г.М. Физические свойства неупорядоченных структур. Новосибирск: Наука, 1982. 259 с.

2.Сандитов Б.Д., Сангадиев С.Ш., Мантатов В.В., Сандитов Д.С. Анализ напряженного состояния и пластической деформации аморфных полимеров и стекол при микровдавливании алмазной пирамидки // Деформация и разрушение материалов. 2006. № 10. С. 41-45.

3.Сандитов Д.С. Модель делокализованных атомов в физике стеклообразного состояния // ЖЭТФ. 2012. Т. 142. Вып. 1 (7). С. 123-137.

4.Шардин Х. Исследование скорости разрушения // В кн.: Атомный механизм разрушения. М.: Металлургиздат, 1963. С. 297-329.

5.Бартенев Г.М., Сандитов Д.С. К вопросу о пластичности и прочности стекла // ДАН. 1973. Т. 209. № 6. С. 1322-1325.

****

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

О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ВОЛНЫ РАЗГРУЗКИ С ДВИЖУЩЕЙСЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ГРАНИЦЕЙ В ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЕ

Герасименко Е.А., Ковтанюк Л.В.
Россия, Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, gerasimenko@iacp.dvo.ru, lk@iacp.dvo.ru

ON INTERACTION OF A CYLINDRICAL UNLOADING WAVE WITH A MOVING ELASTIPLASTIC BOUNDARY

Gerasimenko YE.A., Kovtanyuk L.V.

Framed by means of theory of large elastoviscoplastic deformations the one-dimensional dynamic problem on interaction unloading wave with the moving elastoplastic boundary is considered. In the areas occupied by wave motion stress-strain analysis is fulfilled by employing the theory of moving surfaces of discontinuity along with the ray method.

Материал, свойства которого описаны в [1,2], изначально находится в свободном состоянии в цилиндрической трубе R стенки которой являются недеформируемыми. Создаваемая монотонно возрастающая разность давлений вызывает деформирование материала, которое первоначально протекает квазистатически с образованием зоны пристенного пластического течения $V^p : R \le r \le m(t)$ и упругого ядра $V^e : m(t) \le r \le 0$ ($r = m(t)$ задает закон движения упругопластической границы). До момента $t = t_1$ среда удерживается в трубе за счет сухого трения на стенке $|\sigma_{rz}|_{r=R} < f_0$ ($f_0 = const$, $f_0 > k$, k - предел текучести) где выполнено условие прилипания. В момент t_1 напряжения достигают величины $|\sigma_{rz}|_{r=R,\, t=t_1} = f_0$ достаточной для преодоления силы трения и начинается проскальзывание материала по трубе согласно условию $|\sigma_{rz}|_{r=R} = f_s$ ($f_s = const$, $f_s < k$). Скачок касательного напряжения на R приводит к формированию волны разгрузки Σ_1. Приближенное решение за фронтом волны разгрузки для напряжений, скоростей и перемещений ищем в виде лучевого ряда [3] в котором ограничимся линейными по времени величинами для напряжений и квадратичными для перемещений:

$$f^- = f^-\big|_{\tau_1} + \dot f^-\big|_{\tau_1}(t-\tau_1) + \frac{1}{2}\ddot f^-\big|_{\tau_1}(t-\tau_1)^2 + \cdots = \left(f^+ - [f]\right)\Big|_{\tau_1} + \left(\dot f^+ - [\dot f]\right)\Big|_{\tau_1}(t-\tau_1) +$$

$$+ \frac{1}{2}\left(\ddot f^+ - [\ddot f]\right)\Big|_{\tau_1}(t-\tau_1)^2 + \cdots,$$

где $\dot f$ и $\ddot f$ – первая и вторая частные производные по времени, τ_1 – время прихода волны в данную точку пространства, индекс “$+$” относится к значению функции перед фронтом волны, индекс “$-$” к значению функции за фронтом волны.

В момент времени $t = t_2$ волна разгрузки достигает упругопластической границы. С этого момента пластическое течение в рассматриваемой области прекращается, а от поверхности $r = m(t_2) = m_*$ движутся две поверхности разрывов Σ_2 и Σ_3 к стенке и к оси трубы, соответственно. Установлено, что Σ_3 является поверхностью разрывов скоростей, а Σ_2 - поверхностью разрывов ускорений, что аналогично случаю плоских волн [4]. Поскольку область с накопленными необратимыми деформациями значительно уже чем упругое ядро следующее перераспределение волновой картины произойдет в момент $t = t_3$ отражения Σ_2 от стенки трубы в виде слабой волны Σ_4 и затем в момент $t = t_4$ при отражении Σ_4 от упругопластической границы $r = m_*$. С момента времени t_4 в сторону оси цилиндра начинает движение поверхность разрывов ускорений Σ_5, в то время как в области с $R \le r \le m_*$ скорость и ускорение остаются непрерывными.

Полученные результаты представлены на рисунках 1,2, где расчет проводился для алюминиевого сплава АМг6.

Построенное решение справедливо до момента пока на сходящейся к центру с возрастающей интенсивностью волне Σ_3 не выполнится условие пластичности с обратным знаком. Аналитический расчет процесса дальнейшего деформирования становится громоздким и должен проводится

численно, тогда как полученные здесь лучевые аппроксимации решения могут служить для контроля при расчете по численным схемам.

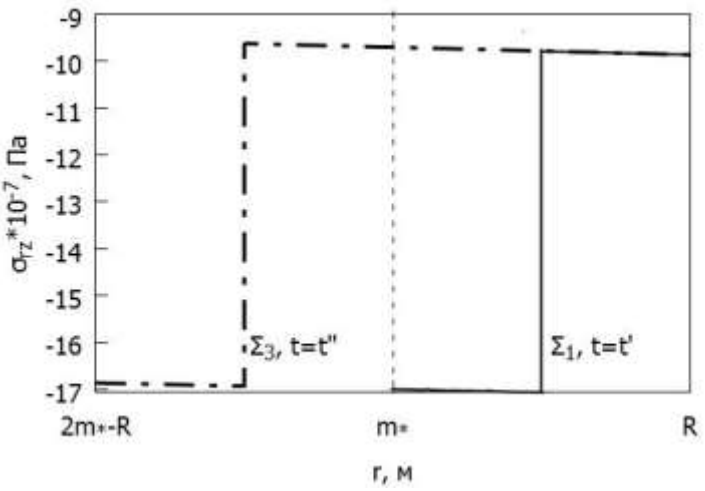


Рис. 2. Распределение напряжения $\sigma_{rz}(r,t)\cdot 10^{-7}$ *вдоль луча в моменты времени* $t' = t_1 + (t_2 - t_1)/2$ *и* $t'' = t_2 + (t_3 - t_2)/2$ *при* $2m_* \le r \le R$

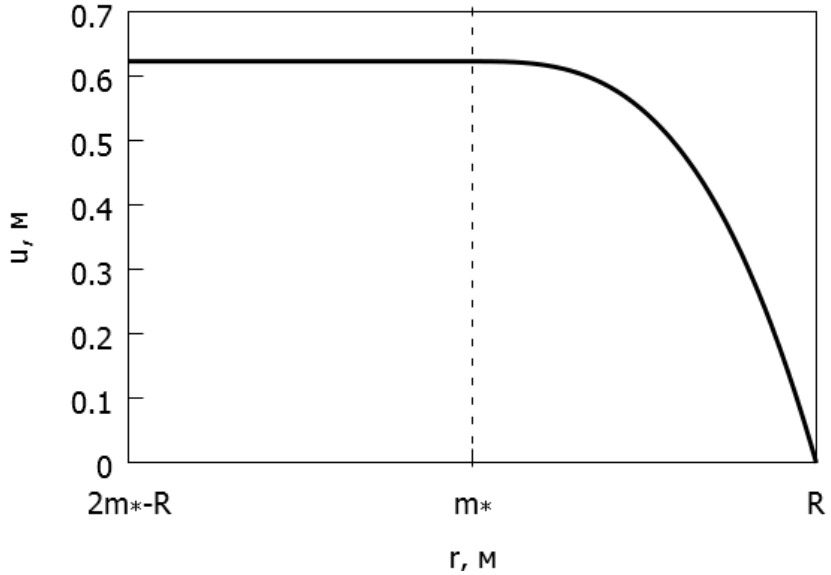


Рис. 3. Распределение перемещения вдоль луча в момент времени t_3

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы Президиума РАН «Дальний Восток» (0262-2015-0122, 0262-2015-0123).

Литература

1.Буренин А.А., Быковцев Г.И., Ковтанюк Л.В. Об одной простой модели для упругопластической среды при конечных деформациях //Докл. РАН. 1996. Т. 347. № 2. С. 199-201.

2.Ковтанюк Л.В., Шитиков А.В. О теории больших упругопластических деформаций при учете температурных и реологических эффектов // Вестник ДВО РАН. 2006. № 4. С. 87-93.

3.Achenbach I.D., Reddy D.R. Note of wave propagation in lineary viscoelastic media // Z. anqew. Maht. und. Phus. 1967. Bd 18. P. 141–144.

4.Буренин А. А., Ковтанюк Л. В., Кулаева Д. В. О взаимодействии одномерной волны разгрузки с упругопластической границей при ее распространении в упругопластической среде // ПМТФ. 2012. Т.53, №. 1. С. 105–113.

****

СХОДСТВО И РАЗЛИЧИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРЫ ФОЛЬГ НА ОСНОВЕ ПАЛЛАДИЯ ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ ИХ НАГРУЖЕНИЯ

Акимова О.В.[1], Велигжанин А.А.[2]

Россия, [1]Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, физический факультет

Россия, [2]НИЦ «Курчатовский институт»,

E-mail: [1]akimova@physics.msu.ru, [2]alexey.veligzhanin@gmail.com

"THE COMMONALITY AND DIFFERENCES OF DEFORMATION PROCESSES IN THE STRUCTURE OF FOILS BASED ON PALLADIUM UNDER DIFFERENT CONDITIONS OF LOADING"

Akimova O.V.[1], Veligzhanin A.A. [2]

[1]M.V. Lomonosov Moscow State University, [2] Kurchatov Institute, Moscow, Russia

In the present work X-ray diffraction exploration of foils Pd-In-Ru using synchrotron radiation (SR) were carried out. The using SR opened up new possibilities to investigations the structure of metal solid solutions. For the first time one have received and reviewed the broad diffraction spectra. Comparison the conditions of long relaxation after hydrogenation foils of Pd-In-Ru with a thickness of 50 μm on condition of receiving one of the foils the additional load by carrying out electrolytic hydrogenation were held.

Ввиду уникальной избирательной проницаемости палладия к водороду [1] твердые растворы на его основе востребованы в различных отраслях промышленности. Мембраны палладиевых сплавов - непосредственные элементы технологии диффузионного извлечения из промышленных водородосодержащих газовых смесей водорода высокой степени чистоты [2]. Гидрогенизация сепарационных фильтров приводит к возникновению в них упругих деформаций и аномально большого количества вакансий [3], что усиливает диффузионные перемещения атомов [4], миграцию границ зерен [5] и может являться причиной самопроизвольных процессов деградации в сплавах и изменения их физических свойств [6].

Фольги состава Pd-5.3ат.%In-0.5ат.%Ru изготовлены в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН) из материалов высокой степени чистоты (≈ 99.9%) [2].Там же прошли гидрирование при определении водородопроницаемости. Различные условия нагружения фольг состояли в том, что одна из них после гидрогенизации в ИМЕТ РАН **"**отдыхала**"**, а другая гидрирована электролитически (ЭГ) [7].

В настоящей работе рассмотрены рентгеноструктурные исследования состояний длительной релаксации фольг после гидрогенизации с использованием синхротронного излучения (СИ), проведенные на оборудовании станции "Структурное материаловедение" Курчатовского источника синхротронного излучения (СИ) [8]. На образец направлялся пучок СИ, разрешение $\Delta E/E=2\cdot10^{-4}$. Использовалась энергия излучения E=20 кэВ (λ= 0.61992 Å), дифракционная картина регистрировалась в геометрии Дебая "на просвет". Размер пучка определялся с помощью моторизованных щелей и равнялся (350 × 350) мкм^2. Рассеянное излучение детектировалось с помощью двухкоординатного детектора MarCCD165. Для усреднения информации по ориентациям кристаллитов в процессе измерения фольги транслировались в двух направлениях перпендикулярно пучку в диапазоне 4 мм по горизонтали и 0.8 мм по вертикали. Анализ формы дифракционных профилей проведен с использованием программного пакета OriginPro–8.6. Все полученные экспериментальные кривые аппроксимировались функциями Гаусса. Угловое положение дифракционных максимумов соответствовало гранецентрированной кубической решетке.

Фазовая диаграмма системы Pd-In-Ru в литературе отсутствует. Учитывая небольшую концентрацию атомов Ru в образце, а также то, что атомные радиусы Pd и Ru различаются всего на 2% (1.37Å и 1.34Å соответственно), при определении периода решетки и концентрации индия использовались зависимость Вегарда и фазовая диаграмма системы Pd-In [9]. Согласно фазовой диаграмме, приведенной на рис.1, сплав Pd-5.3ат.%In-0.5ат.%Ru при комнатной температуре находился в однофазной области. На рис. 2а). показаны дифракционные линии от областей когерентного рассеяния ОКР(220). Видно различие формы и интенсивностей линий, при этом следует отметить определение для обеих фольг фазы $InPd_2$. Установлено и наличие фазы довольно близкой доли и концентрации индия для ОКР(331) (рис. 2б).). Ранее, при исследовании фольг с

использованием излучения рентгеновской трубки, подобные соединения не выявлялись, исследования проводились вблизи угловой области основных отражений.

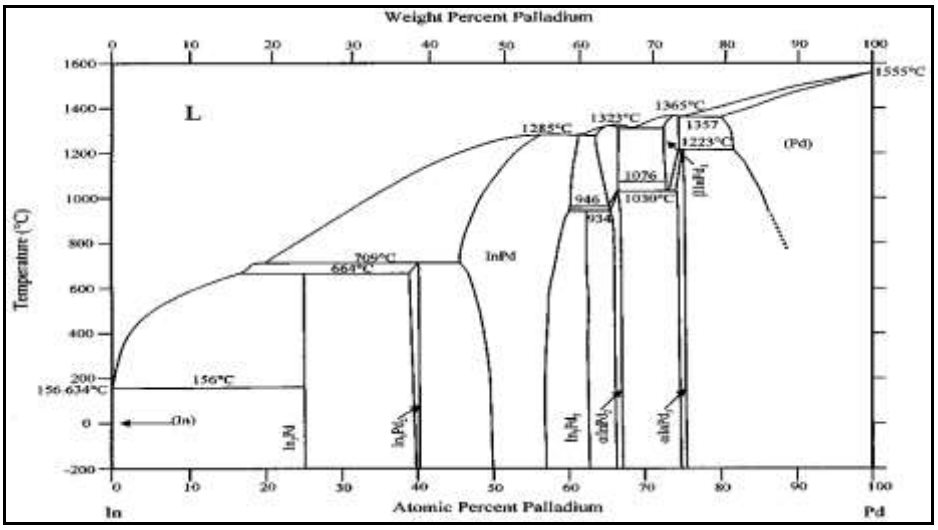
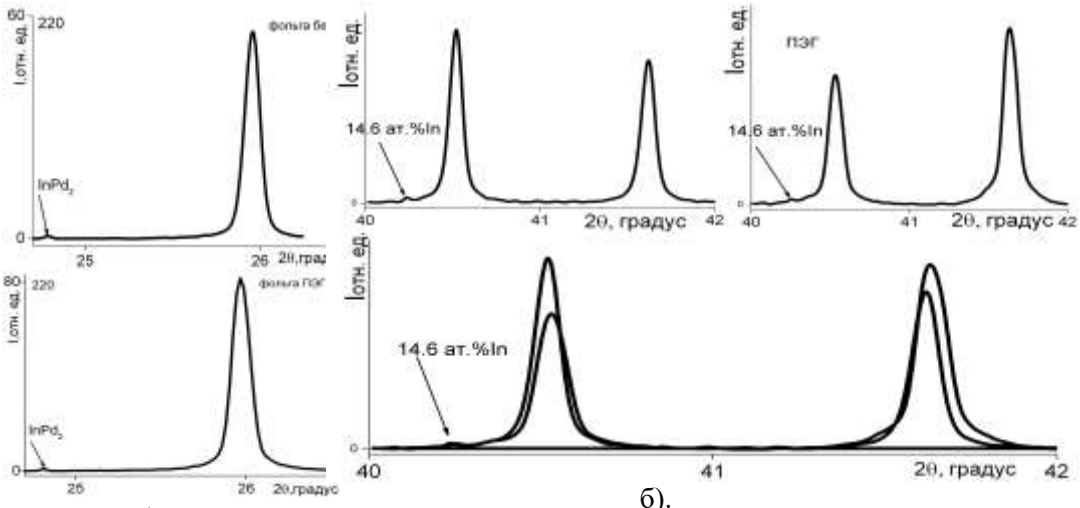


Рис.1. Фазовая диаграмма состояния системы Pd-In [9].



а). б).

Рис. 2 а). дифракционные максимумы ОКР(331), выявление фазы $InPd_2$,
б). дифракционные линии для ОКР(331) и ОКР(420) обеих фольг.

Полученные результаты показали, что более значительные деформации решетки твердого раствора и высокая концентрация вакансий, длительное время обуславливающая фазовые превращения [3] определили опережающие процессы в фольге, прошедшей ЭГ (ПЭГ). Следует отметить, что впервые методом рентгеновской дифракции получена информация о структурно-фазовом состоянии фольг по полной их толщине, а именно 50 мкм.

Литература

1. Алефельд Г., Фелькл И. // Водород в металлах. М.: Мир. 1981. с.430.

2. Бурханов Г.С., Кореновский Н.Л., Клюева Н.Е., Гусев А.В., Корнев Р.А. // Извлечение водорода из сбросовой смеси кремниевого производства с использованием металлических мембран из сплавов на основе палладия // Перспективные материалы. 2007. № 3. с. 62-67.

3. Акимова О.В., Авдюхина В.М., Щетинин И.В. // Роль вакансий при релаксации фольги сплава
Pd–5.3 ат. % In–0.5 ат. % Ru после десорбции водорода // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 2. с. 1–5.

4. Ревкевич Г.П. , Миткова М.К., Кацнельсон А.А. // Явление восходящей диффузии в насыщенных водородом сплавах палладий-самарий.// Вестник МГУ. Сер. 3. 1997. Т.38. № 2. с. 30-33.

5. Овидько И.А. // Теории роста зерен и методы его подавления в нанокристаллических и поликристаллических материалах. // Material Physics fnd Mechanics. 2009. №8. P. 174-199.

6. Мищенко А.П., Рошан Н.Р., Кореновский Н.Л., Белаш В.П., Бурханов Г.С., Грязнов В.М., // Исследование физико-химических свойств сплавов Pd-Sm и Pd-Lu для диффузных и каталитических мембран. Тезисы Российской конференции «Мембраны-95». 1995. г. Москва.

7. Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П. // Влияние гидрирования на перераспределение атомов индия в сплаве Pd-In-Ru в процессе релаксации // Вестн. МГУ. Физика. Астрономия. 2011. № 1. с. 33-38.

8. Chernyshov A.A., Veligzhanin A.A., Zubavichus Y.V. // Structural Materials Science end-station at the Kurchatov Synchrotron Radiation Source: Recent instrumentation upgrades and experimental results // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A. 2009. V. 603. № 1-2. P. 95-98.

9. Лякишев Н.И. // Диаграммы состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение. 2001. Т. 3. кн. 1. 872 с.

****

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРА ПОВРЕЖДЕННОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ БАББИТА Б83

Ахунова А.Х., Валеева А.Х., Валеев И.Ш.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, akhunova_a@mail.ru

CALCULATION OF THE DAMAGE PARAMETER WITH THE USE OF COMPUTER MODELING FOR THE EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING OF BABBIT SN11%SB5,5%CU

A.Kh. Akhunova, A.Kh. Valeeva, I.Sh. Valeev

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, akhunova_a@mail.ru

The paper presents the results of finite element analysis of Equal Channel Angular pressing (ECAP) of samples from Babbit Sn11%Sb5,5%Cu. It is shown that a decrease in the size of the β-phase leads to an increase in the degree of deformation, at which the formation of macrodefects occurs: 0.52 for 250 μm and 0.57 for 50 μm.

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) металлических материалов методом равноканального углового (РКУ) прессования является одним из эффективных способов модификации структуры. При этом важнейшим требованием к качеству готового продукта является отсутствие на его поверхности трещин и других макродефектов. Для предотвращения появления этих дефектов важно определить момент и место их возникновения в процессе деформирования заготовки. При решении данной задачи может помочь компьютерное моделирование, которое позволяет отслеживать деформацию заготовки в любой момент времени.

Работа посвящена изучению формирования напряженно-деформированного состояния при РКУ-прессовании на основе результатов конечно-элементного моделирования, выполненного посредством программного продукта DEFORM3D.

Компьютерное моделирование проводили в трехмерной постановке с помощью пакета прикладных программ DEFORM-3D. Моделировался процесс равноканального углового прессования прутков из баббита Б83 с размером β-фазы 50 и 250 мкм при комнатной температуре. Пруток имел квадратное поперечное сечение 9,7х9,7 мм и длину 50,0 мм. Угол пересечения каналов в оснастке составлял 90°. Прессование прутка выполнялось по двум схемам – с обеспечением противодавления на свободном торце прутка и без противодавления.

При проведении компьютерного моделирования деформирующие инструменты (пуансоны и матрица) имели свойства абсолютно жесткого тела, деформируемое тело (пруток) принималось пластичным. Материал образцов описывался экспериментальными кривыми, полученными при одноосном сжатии сплавов баббита Б83 при температуре РКУП. Контактные условия на границе пар «пруток - матрица» и «пруток - пуансон) описывались моделью трения по Зибелю. Величина коэффициента трения принималась равной 0.01. Скорость пуансона давления составляла 1 и 2мм/мин, скорость пуансона противодавления составляла 0,5мм/мин.

Деформируемое тело разбивали на двадцатиузловые изопараметрические конечные элементы с квадратичной аппроксимацией поля перемещений. Количество элементов – 33600.

Особенностью РКУ прессования является локализованное развитие пластической деформации, а также неравномерное распределение скорости деформации в поперечном сечении деформируемого тела, которая в зоне интенсивной пластической деформации на внутренней поверхности прутка в несколько раз превышает скорость деформации на его внешней поверхности. Поэтому очевидно, что макродефекты, в частности, трещины, возникают именно в этой области. Образование трещин определялось по значению параметра поврежденности. Для оценки поврежденности металла при РКУП использовали модель накопления поврежденности металла при монотонной деформации по методике, приведенной в работе [1]

Результаты компьютерного моделирования показывают, что уменьшение размера β-фазы приводит к увеличению степени деформации, при которой происходит образование макродефектов: 0,52 для 250мкм и 0,57 для 50 мкм.

Литература:

1. Боткин А.В., Валиев Р.З., Степин П.С., Баймухаметов А.Х. Кузнечно-штамповочное производство. 2011. №7. С.17-22.

****

ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИКЛОПЕНТЕНОФУЛЛЕРЕНОВ, СОДЕРЖАЩИХ ИМИДНЫЙ ФРАГМЕНТ

Биглова Ю.Н.[1], Досниязова А.Г.[1], Ишбаева С.В.[1], Сахаутдинов И.М.[2]

[1]Россия, Уфа, Башкирский государственный университет, bn.yulya@mail.ru

[2]Россия, Уфа, Уфимский Институт химии Российской академии наук

THERMAL PROPERTIES OF CYCLOPENTENOFULLERENES CONTAINING THE IMIDE FRAGMENT

Biglova Y.N.[1], Sakhautdinov I.M.[2], Ishbaeva S.M.[1], Dosniyazova A.G.[1]

[1]Russia, Ufa, Department of Chemistry, Bashkir State University

[2]Russia, Ufa, Ufa Institute of Chemistry, Russian Academy of Sciences

The thermal properties of the new cyclopentene-fused [C_{60}]-fullerenes containing terpene moieties have been investigated by DSC and thermogravimetric analyses under nitrogen atmosphere. All the compounds exhibited good thermal stability. A general trend of an increase in the decomposition temperature of compounds with an elongation of the carbon bridge (n varies from 1 to 4) has been noted. Presence of maleopimarimide fragment in C_{60} provides greater thermal stability than the phthalimide fragment.

Введение в ядро C_{60} различных функциональных групп позволяет выгодно разнообразить свойства продуктов и далее разрабатывать материалы с уникальными эксплуатационными показателями. Интересен вариант [3+2] - циклоприсоединения к фуллерену содержащих реакционноспособные кумулированные двойные связи алленовых соединений, зарекомендовавших себя как универсальные строительные блоки в органическом синтезе.

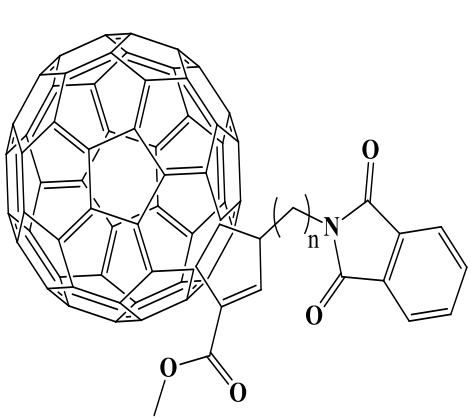
Цель работы – исследование влияния природы имидного фрагмента и длины углеродного моста в циклопентенофуллеренах на их термические свойства.

Объектами исследования выбраны синтезированные нами циклопентенофуллерены с фталимидным (F1-F3) и малеопимаримидным (F4-F6) фрагментами [1-3].

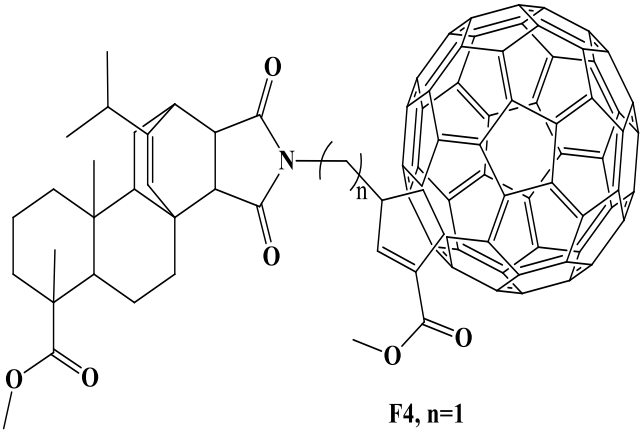
Термические исследования проводились на приборе NETZSCH STA 449F3 в динамическом режиме в интервале температур от 25°C до 750°C при скорости нагрева 5 град/мин в инертной атмосфере (азот). На рис. 1 представлена термограмма для образца F4, где приведены термогравиметрический анализ (ТГ) и дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК).

В ходе изучения термической устойчивости функционализированных фуллеренов определены следующие параметры: снижение массы образца при термодеструкции на 5 % ($T_{5\%}$); температура максимальной скорости термической деструкции (T_{max}), изменение массы на различных стадиях

процесса; пик ДСК, соответствующий температуре кристаллизации образца; масса циклопентенофуллерена, оставшаяся после нагрева образца до температуры 750°C.



F1, n=1
F2, n=2
F3, n=4



F4, n=1
F5, n=2
F6, n=4

Экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что температурные значения термической деструкции циклопентенофуллеренов проявляют тенденцию к росту с увеличением длины углеродного моста. Причем для производных с малеопимаримидными (F4-F6) фрагментами показатели термической стабильности сдвинуты в более высокотемпературную область по сравнению с циклопентенофуллеренами, содержащими фталимидные (F1-F3) фрагменты.

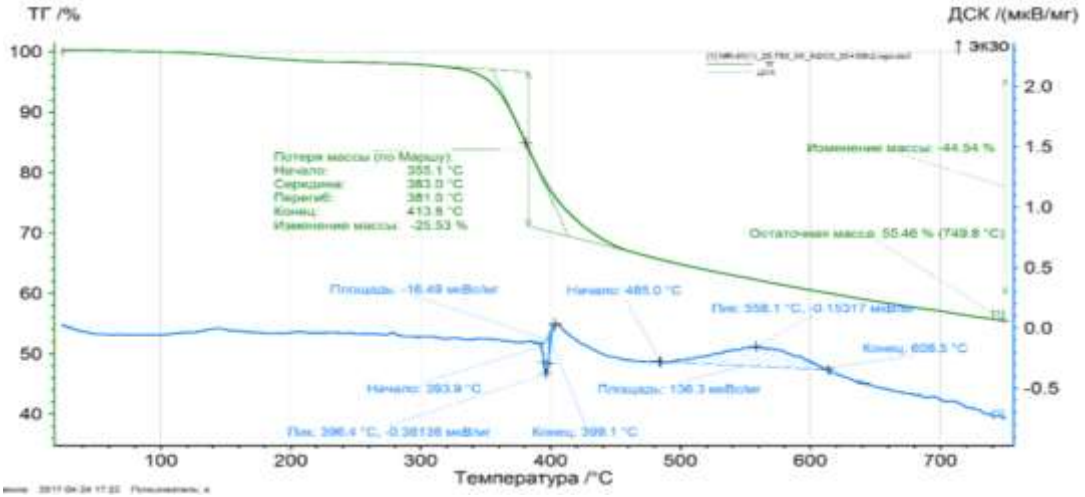


Рисунок 1. ТГ и ДСК на примере циклопентенофуллерена F4

Таблица 1. Параметры термостабильности циклопентенофуллеренов F1-F6

Образец	$T_{5\%}$, °C	Интервал разложения, °C	Δm, %	T_{max}, °C	m_{750}, %	$T_{кр}$, °C
F1	348,6	352,1-424,0	13,84	360,0	79,01	352,9
F2	351,1	345,6-500,0	15,04	382,5	77,32	377,2
F3	387,1	399,1-474,2	16,53	411,0	72,14	414,1
F4	353,5	355,1-413,8	25,53	381,0	55,46	396,4
F5	361,8	359,8-441,0	28,19	441,0	62,66	411,6
F6	362,2	345,8-480,0	30,58	382,8	57,79	416,8

Симбатно увеличиваются и температуры кристаллизации образцов.

Разложение циклопентенофуллеренов наиболее интенсивно проходит в области температур 350-500ºС, о чем свидетельствуют параметры уменьшения массы образца в результате распада фуллеренсодержащих производных с отщеплением соответствующих фталимидных (F1-F3) и малеопимаримидных (F4-F6) фрагментов, сопровождающегося выделением газообразных продуктов.

Выше температуры 750ºС происходит постепенное разложение самого фуллеренового ядра.

Литература:

1.Sakhautdinov I.M., Gumerov A.M., Batyrshin I.R., Fatykhov A.A., Suponitsky K.Yu., Yunusov M.S. // Heterocycles. 2014. V. 89. P. 641.

2.Sakhautdinov I.M., Gumerov A.M., Gibadullina G.G., Zakiryanova O.V., Yunusov M.S. // Chem. Nat. Compd. 2015. V. 2. P. 332.

3.Sakhautdinov I.M., Gumerov A.M., Malikova R.N., Fatykhov A.A., Yunusov M.S. // Chem. Nat. Compd. 2016. V. 4. P. 562.

****

ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОДОБАВКАМИ БЕТОНОВ

Буренина О.Н., Саввинова М.Е.

Россия, г. Якутск, ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, maria-svv@yandex.ru

INVESTIGATIONS OF PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF NON-ADDITIONAL CONCRETE MODIFIED CONCRETE

Burenina O. N., Savvinova M. E.

Abstract: It is shown that the introduction of nanomodifiers promotes a significant increase in compressive strength and its conservation after exposure to moisture and exposure to moisture. And the best effect is observed in samples modified with nanopowder anorthite. The compressive strength of samples modified with a small amount of additives (0.01% -0.5%) increases by an average of 35%. The strength after moistening is characterized by the softening coefficient, which for all nanomodifier compositions anorthite is not lower than 0.8. The strength of moistened samples increases by 50%. The retention of compressive strength after 25 cycles of freezing-thawing is improved by 22%.

Применение в цементных системах дисперсных и ультрадисперсных минеральных наполнителей со структурными особенностями, близкими к цементным минералам, является целесообразным не только вследствие проявления многими из них химической активности, но и вследствие возможности встраивания их молекул в структуры кристаллогидратных фаз в процессе гидратации. Минеральные добавки, инертные по отношению к воде и не вступающие в реакции гидратации, в отличие от цемента, способствуют формированию устойчивой реологической матрицы цементных систем и улучшению технологических свойств растворных и бетонных смесей.

В качестве модифицирующих добавок были использованы нанодисперсные порошки анортита (CaOAl2O3) и шпинели магния (MgAl2O4), синтезированные в Институте химии твердого тела и механохимии СО РАН г. Новосибирск.

Образцы твердели в течение 28 суток в водной среде (100% увлажнение при температуре воздуха 20º С) – водное твердение и в условиях естественной сушки (температура воздуха 20º С и влажность воздуха 50±5%) – воздушное твердение.

Исследования физико-механических свойств модифицированных нанодобавками бетонов проводили стандартизованными методами на образцах 7х7х7 см (цемент:песок = 1 : 1,3 при вода/цемент = 0,4).

Установлено, что при введении в бетон неавтоклавного твердения нанодисперсной добавки анортит в количестве 0,01 мас.% от веса цемента, происходит увеличение прочности бетона в проектном возрасте в 1,5 раза (табл.1).

Установлено, что наномодифицирование способствует быстрому набору прочности на ранних стадиях твердения. Таким образом, можно считать, что наночастицы анортита выступают в качестве центров кристаллизации гидратов цемента, ускоряя тем самым процесс гидратации.

В табл. 2, 3 представлены результаты исследований физико-механических свойств наномодифицированных бетонов.

Таблица 1 Кинетика набора прочности наномодифицированнного мелкозернистого бетона

Добавка $CaO \times Al_2Si_2O_8$, % от массы цемента	вода/ цемент	Прочность при сжатии, МПа		
		Возраст, сутки		
		3	7	28
0	0,4	17,9	22,3	23,0
0,005		21,9	27,1	26,1
0,0075		24,9	28,9	30,8
0,01		26,3	29,7	35,3
0,05		24,3	27,5	32,4
0,1		23,7	27,0	33,2
0,5		22,9	23,6	23,8
1		20,1	23,1	27,1

Таблица 2 Прочностные характеристики наномодифицированных бетонов

Добавки, % от веса цемента	Прочность при сжатии, МПа		Прочность после увлажнения, МПа		Прочность после промораживания, МПа	
	Анортит	Шпинель	Анортит	Шпинель	Анортит	Шпинель
0	23,0		25,0		29,0	
0,005	26,1	29,0	21,1	23,1	28,6	26,8
0,01	35,3	31,2	29,0	27,2	31,5	27,3
0,05	32,4	29,6	28,4	16,4	31,0	28,9
0,1	33,2	30,1	23,9	21,0	33,2	29,7
0,5	23,8	33,7	30,0	16,1	30,0	30,0
1,0	27,1	30,3	17,2	17,8	20,0	23,4

В связи с тем, что минеральные добавки способны изменять водопотребность, консистенцию, водоотделение или сроки схватывания портландцементного теста, оказывают положительное влияние на структуру и механическую прочность контактной зоны. Кроме того, такие добавки обладают способностью уменьшать размеры пор в гидратированном портландцементном тесте.

Точный механизм, по которому осуществляется улучшение структуры пор в бетонах до конца не изучен, однако использование тонкомолотых минеральных наполнителей, родственных к цементному вяжущему, призвано обеспечить хорошее сцепление цементной матрицы с заполнителями, при котором будет реализовываться благоприятное влияние разгрузки матрицы и рост прочности бетона.

При увеличении тонкости помола цемента и суммарной поверхности его частиц возрастает площадь контакта цемента с водой, т. е. создаются условия для ускорения процесса гидратации. Кроме этого, мелкие зёрна цемента (менее 5 мк) полностью гидратируются в начальный период формирования структуры цементного камня. Быстрое растворение приводит к сильному перенасыщению жидкой фазы, и выделение кристаллогидратов гидросиликатов кальция будет происходить не только вокруг гидратирующих цементных зёрен, но и вокруг различных мельчайших твёрдых частичек (песка, кристаллических затравок). За счёт этого продуктами гидратации быстро заполняется значительный объём капиллярного пространства (занятый водой) с образованием большого количества микрокапилляров.

Таблица 3 Физические свойства наномодифицированных бетонов

№	Образец	ρ, г/м^3	$П_П$,%	$П_{МЗ}$,%	$П_З$,%	W, %	λ, Вт/м
1.	Исходный	1,964	6,59	1,97	4,6	9,8	0, 64
2.	Шпинель	1,86	8,96	3,9	5,00	8,06	0, 87
3.	Анортит	1,8105	9,00	3,44	5,5	8,87	0, 70

Анализ полученных результатов показал, что введение наномодификаторов способствует существенному повышению прочности при сжатии и ее сохранению после воздействия промораживания и воздействия влаги. Причем наилучший эффект наблюдается в образцах, модифицированных нанопорошком анортита. Прочность при сжатии образцов, модифицированных малым количеством добавок (0,01%-0,5%) увеличивается в среднем на 35 %. Прочность после

увлажнения характеризуется коэффициентом размягчения, который для всех составов наномодификатора анортит не ниже 0,8. Прочность увлажненных образцов при этом повышается на 50 %. Сохраняемость прочности при сжатии после 25 циклов промораживания - оттаивания улучшается на 22 %.

Повышение прочности мелкозернстого бетона при наномодифицировании можно объяснить тем, что нанопорошки способствуют уплотнению цементного камня за счет блокирования пор сопоставимого размера. Нанодисперсии обладают повышенной поверхностной энергией и, соответственно, обладают большей подвижностью, в результате этого они вовлекают большее количество частиц цемента в гидратационные процессы и препятствуют возможному образованию перенапряжений в твердеющей системе, а также равномерно распределяются во всем объеме твердеющей системы, диспергируя частицы цемента.

****

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ.

Васильев Л.С., Ломаев С.Л.
Физико-технический институт УрО РАН, Россия , Ижевск.
E-mail: VasilyevLS@yandex.ru

Пластические свойства материалов существенно зависят от условий деформирования. Так, при фиксированной температуре пластичность металлов значительно повышается при увеличении величины внешнего давления p. Этот эффект во многом определяет возможности получения наноструктурированных металлических систем в процессах интенсивного пластического деформирования.

С физической точки зрения пластичность металлов определяется коллективным поведением линейных дефектов: краевых и винтовых дислокаций. Следовательно, давление, повышая пластичность металлов, должно оказывать определенное влияние на поведение дислокаций при сдвиговой механической нагрузке.

С другой стороны, в термодинамике давление рассматривается как обобщенная термодинамическая сила, сопряженная объему. Следовательно, влияние давления на поведение дислокаций должно означать, что линейные дефекты могут давать определенный вклад в величину объема материала. Однако современная теория дислокаций, базирующаяся в основном на методах линейной теории упругости, не предполагает такой возможности. К примеру, в линейной теории краевые дислокации, хотя и могут вносить локальные объемные деформации в материал, но их вклад в суммарное изменение объема материала равен нулю.

Вследствие этого в теории дефектов кристаллической структуры возникает ряд противоречий. Например, в соответствии с современными представлениями об атомной структуре кристаллов, любой дефект размерности $m \geq 1$ может быть полностью смоделирован соответствующим скоплением дефектов меньшей размерности l: $m > l \geq 0$. Следовательно, структура краевой дислокаций может быть смоделирована плоским скоплением вакансий, а структура межкристаллитной границы наклона построена из скоплений краевых дислокаций. Однако в современной теории дефектов предполагается, что точечные дефекты и межкристаллитные границы могут иметь избыточный (свободный) объем, а дислокации его не имеют.

Наноструктура металлов и сплавов представляет собой сложный объект, состоящий из всех возможных элементов дефектной структуры материала. Поскольку при интенсивном пластическом деформировании наноструктура образуется только в условиях приложения высокого внешнего давления, это означает, что для корректного описания процессов формирования наноструктуры необходимо использовать модели, учитывающие наличие избыточного объема у всех представителей дефектной структуры. В перспективе подобные модели смогут более точно описывать структуру отдельных дефектов, процессы диффузии легирующих и примесных атомов по дефектам структуры, процессы упрочнения и разрушения материалов и т.п.

Цель работы состоит в исследовании влияния давления на поведение линейных и планарных дефектов кристаллической решетки, и на процессы формирования нанокристаллической структуры при пластическом деформировании металлов и сплавов.

В работе получены следующие результаты.

1. Краевые дислокации должны иметь избыточный объем. Его величина определяется асимметрией поведения потенциалов межатомных взаимодействий относительно равновесных положений атомов в кристаллической решетке. В рамках континуального приближения избыточный объем может быть рассчитан только в рамках нелинейной теории необратимых деформаций.

2. Избыточный объем, приходящийся на единицу длины одной дислокации (V_1), существенно зависит от типа скопления, в котором эта дислокация находится. В частности, для скоплений краевых дислокаций типа *AB* и *CD* в Ag, приведенных на рис.1, зависимость величины $\varepsilon_0 = V_1 / S$ от расстояния между дислокациями *L* представлена на рис.2. *S* – площадь ядра дислокации, R_1 и R_2-препятствия, ограничивающие длину скопления *CD*.

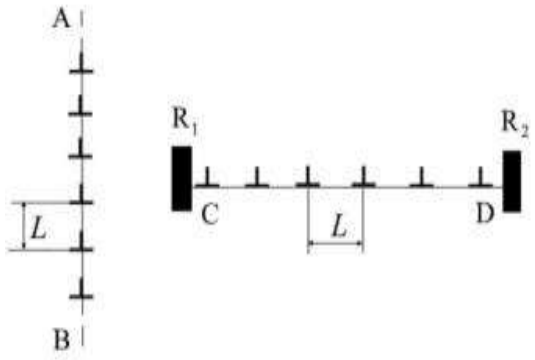


Рис.1

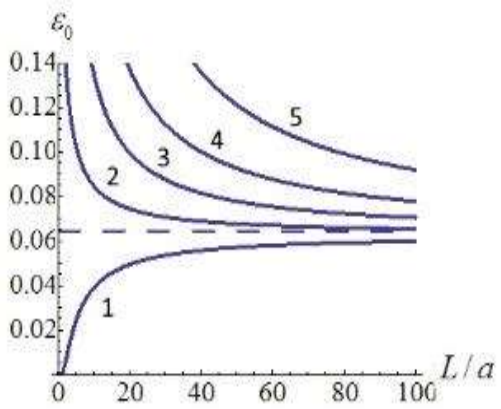


Рис.2

Кривая 1 соответствует скоплению *AB*, кривые 2-5 приведены для скоплений *CD* с разным числом дислокаций в скоплении: $n = 2$, 5, 10 и 20 соответственно. Штриховая линия соответствует избыточному объему одиночной дислокации вне скоплений. *a* – параметр решетки в Ag.

3. Внешнее сжимающее давление всегда будет стимулировать только те процессы, которые протекают с уменьшением или минимальным увеличением общего объема наноматериала. Поскольку структуру межкристаллитных границ можно смоделировать набором соответствующих скоплений типа *AB* и *CD* , из графиков, представленных на рис.2 следует, что внешнее давление при пластическом деформировании наноматериалов должно способствовать ускорению процессов полигонизации и превращению малоугловых границ наклона в большеугловые границы специального и общего типов. Такие процессы могут протекать без участия процессов динамической рекристаллизации при произвольных температурах деформирования.

4. При повышенных температурах деформирования внешнее давление должно стимулировать развитие процессов динамической рекристаллизации, приводящих к формированию систем большеугловых границ общего типа с минимальным увеличением общего объема наноматериала.

5. При достаточно малом среднем размере нанокристаллитов $(20 \geq D \geq 3)\,nm$ их объемы освобождаются от решеточных дислокаций. В результате процессы динамической рекристаллизации на дислокационных скоплениях будут подавлены. Механизмы пластического деформирования наноматериала в этом случае могут осуществляться только на основе процессов межзеренного скольжения, деформационного двойникования и полиморфных превращений мартенситного типа. Поэтому основным регулятором формирования наноструктуры на этом этапе становится давление.

6. Поскольку трещины раскола моделируются в виде скоплений расклинивающих дислокаций типа *AB*, микроскопический механизм разрушения материалов сводится к преобразованию застопоренных скоплений типа *CD* в скопления типа *AB*. Отсюда следует, что внешнее давление

будет подавлять рост длины скопления *AB*, закругляя профиль трещины и превращая ее в пору. Следовательно, внешнее давление должно подавлять распространение узких микротрещин, но может способствовать развитию процессов порообразования в стыках нанокристаллитов.

Работа выполнена по НИР рег. № АААА-А17-117022250038-7 при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект №15-6-2-16

****

ЧАСТИЧНОЕ ЗАКРЫТИЕ ЩЕЛИ ПЕРЕМЕННОЙ ШИРИНЫ В ПЛОСКОСТИ ПРИ ДЕЙСТВИИ НЕОДНОРОДНОГО НАПРЯЖЕННОГО ПОЛЯ

Гасанов Ш.Г.

Азербайджанский технический университет, Азербайджан, e-mail: hssh3883@gmail.com

PARTIAL CLOSURE OF VARIABLE WIDTH SLOT IN PLANE AT ACTION OF INHOMOGENEOUS STRESS FIELD

Hasanov Sh.H.

A mathematical description of partial closure of a variable width slot in a plane in inhomogeneous stressed field is given. The weakened plane is elastic and isotropic. It is assumed that the variable width of the slot is comparable with the elastic deformations. The interaction of slot surfaces under influence of the inhomogeneous stressed field can lead to appearance of zones of surfaces contact. The contact stresses arising between the slot faces and the boundary of the contact zones are initially unknown and are found in the solution process. The occurrence of several contact zones of the slot faces is investigated. It is assumed that in the contact zone partially faces adhesion and partially faces slippage arise; and on the faces slippage zones the dry friction forces act. The problem on equilibrium of the slot with partially contacting faces reduces to the problem of linear conjugation of analytic functions. The solution of the contact problem is obtained in quadratures.

Проблема частичного контактирования берегов щели переменной ширины к настоящему времени мало изучена. Учет переменности ширины щели при контакте ее берегов практически не исследован.

Пусть в изотропной упругой плоскости имеется щель переменной ширины $h(x)$, сравнимой с упругими деформациями. Ось абсцисс плоскости направлена вдоль линии щели. На бесконечности действуют напряжения, являющиеся полиномиальными функциями декартовых координат. В нагружаемой упругой плоскости возникают зоны сжимающих напряжений, в которых берега щели входят в контакт, что приводит к появлению контактных напряжений. Принимаем, что в процессе деформирования берега щели вступают в контакт на участках (α_k, β_k) ($k = 1,2,\ldots,n$). Считается, что каждая площадка контакта состоит из участка сцепления берегов (c_k, d_k) и двух участков проскальзывания (α_k, c_k), (d_k, β_k). Обозначим: L_1 – совокупность участков сцепления; L_2 – совокупность участков проскальзывания; L_3 – совокупность участков свободных от нагрузки. В процессе деформирования упругой плоскости, где берега щели вошли в контакт, возникают нормальные $p_y(x)$ и касательные напряжения $p_{xy}(x)$. Значения этих напряжений заранее неизвестны и подлежат определению.

Граничные условия на берегах щели для рассматриваемой задачи имеют вид

$$\begin{aligned} &\sigma_y - i\tau_{xy} = p_y - ip_{xy} \quad \text{на } L_1, \\ &\sigma_y - i\tau_{xy} = p_y - if(x)p_y \quad \text{на } L_2, \\ &\sigma_y - i\tau_{xy} = 0 \quad \text{на } L_3, \end{aligned} \tag{1}$$

$$\frac{\partial}{\partial x}(v^+ - v^-) = -h'(x) \quad \text{на } L_1 + L_2, \qquad \frac{\partial}{\partial x}(u^+ - u^-) = 0 \quad \text{на } L_3. \tag{2}$$

Принято, что на участках проскальзывания имеют место силы сухого трения (закон трения принят в форме Кулона). Границы зон контакта также заранее неизвестны и подлежат определению.

Напряженное состояние в плоскости с щелью с помощью принципа суперпозиции представим в виде суммы двух напряженных состояний

$$\sigma_x = \sigma_x^0 + \sigma_x^1, \quad \sigma_y = \sigma_y^0 + \sigma_y^1, \qquad \tau_{xy} = \sigma_{xy}^0 + \sigma_{xy}^1 .$$

Здесь σ_x^0, σ_y^0, τ_{xy}^0 – компоненты тензора напряжений в сплошной плоскости, когда на бесконечности действуют напряжения, являющиеся полиноминальными функциями декартовых координат x и y; σ_x^1, σ_y^1, τ_{xy}^1 – компоненты тензора напряжений для среды с щелью с исчезающими на бесконечности напряжениями.

На основании граничных условий (1) приходим [1] к задаче линейного сопряжения с разрывными коэффициентами

$$\left[\Phi(x)+\Omega(x)\right]^+ + \left[\Phi(x)+\Omega(x)\right]^- = 2F_0(x), \tag{3}$$
$$\left[\Phi(x)-\Omega(x)\right]^+ - \left[\Phi(x)-\Omega(x)\right]^- = 0.$$

Здесь $F_0(x) = \begin{cases} p_y - ip_{xy} - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_1 \\ (1-if)p_y - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_2 \\ -\left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_3 \end{cases}$.

Решение краевой задачи (3) запишется в виде

$$\Phi(z) = \Omega(z) = \frac{1}{2\pi i\sqrt{(z-a)(z-b)}} \int_a^b \frac{\sqrt{(t-a)(t-b)}F_0(t)}{t-z}dt. \tag{4}$$

В формулу (4) входят неизвестные контактные напряжения $p_y(x)$ и $p_{xy}(x)$. Эти напряжения определяются соотношениями (2). Для их определения построили интегральные уравнения

$$\frac{1}{\pi X_1^+(x)}\left[\int_{L_1+L_2} \frac{X_1^+(t)p_y(t)}{t-x}dt - \int_a^b \frac{X_1^+(t)\sigma_y^0}{t-x}dt\right] = \frac{2\mu}{1+\kappa}h'(x), \tag{5}$$

$$\int_{L_1} \frac{X_1^+(t)p_{xy}(t)}{t-x}dt + \int_{L_2} \frac{X_1^+(t)fp_y(t)}{t-x}dt - \int_a^b \frac{X_1^+(t)\tau_{xy}^0(t)}{t-x}dt = 0. \tag{6}$$

Решение интегрального уравнения (5) получим путем решения соответствующей задачи Римана [1].

Для определения границы контакта берегов щели, т.е. неизвестных величин α_k и β_k, имеем уравнения

$$\int_{L_1+L_2} \frac{f_*(t)}{X_2^+(t)} t^{k-1}dt = 0 \qquad k = 1,2,...,n.$$

Для определения координат концов участков контакта получим n уравнений

$$v^+(\alpha_k) - v^-(\alpha_k) = \frac{1+\kappa}{4i\mu}\int_{\alpha_1}^{x}\left\{\left[\Phi+\overline{\Phi}\right]^+ - \left[\Phi+\overline{\Phi}\right]^-\right\}dt.$$

С помощью предыдущих формул получим недостающие уравнения

$$\int_a^{\alpha_1}\left\{\left[\Phi+\overline{\Phi}\right]^+ - \left[\Phi+\overline{\Phi}\right]^-\right\}dt = -\frac{4i\mu h(\alpha_1)}{1+\kappa}$$

$$\int_{\beta_k}^{\alpha_{k+1}}\left\{\left[\Phi+\overline{\Phi}\right]^+ - \left[\Phi+\overline{\Phi}\right]^-\right\}dt = -\frac{4i\mu}{1+\kappa}\left[h(\alpha_{k+1}) - h(\beta_k)\right] \qquad k = 1,2,...,n-1.$$

Решая сингулярное интегральное уравнение (6), найдем

$$p_{xy}(x) = \frac{X_3^+(x)}{\pi^2 X_1^+(x)}\int_{L_1} \frac{f_{xy}(\tau)}{X_3^+(\tau)(\tau-x)}d\tau.$$

Для нахождения границы сцепления берегов щели (неизвестных величин c_k, d_k) имеем

$$\int_{L_1} \frac{f_{xy}(t)}{X_3^+(t)} t^{k-1}dt = 0 \qquad k = 1,2,...,m.$$

Для определения координат концов участков сцепления имеем *m* уравнений:

$$\int_a^{c_1}\left[\Phi^+ - \Phi^-\right]dt = -\frac{2i\mu h(c_1)}{1+\kappa},$$

$$\int_{d_k}^{c_{k+1}}\left[\Phi^+ - \Phi^-\right]dt = -\frac{2i\mu}{1+\kappa}\left[h(c_{k+1}) - h(d_k)\right] \qquad k = 1,2,...,m-1.$$

Для нахождения участков сцепления берегов щели получили полную систему уравнений.

Литература

1. Мусхелишвили Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966.

****

ПРИМЕНЕНИЕ РЕКУРРЕНТНЫХ ГРАФИКОВ ДЛЯ АНАЛИЗА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ЗВУКОВОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ.

Гиляров В.Л.

Россия, ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Vladimir.Hilarov.mail.ioffe.ru

Hilarov V.L.

Recurrence plots and recurrence quantification analysis were applied to different problems of fracture physics, such as fracture process of laboratory granite samples, earthquakes in Italy during the period of 1990-2000 and sound defecoscopy of the steel plate with circular holes.

Предупреждение природных и техногенных катастроф представляется весьма важной задачей. С этой целью проводится мониторинг работы агрегатов и конструкций, а также процессов, происходящих в геосфере. К таким методам мониторинга относится ультразвуковая дефектоскопия, представляющая собой один из самых распространенных способов неразрушающего контроля, а также акустическая эмиссия и сейсмические исследования. В то же время разрушение материалов представляет собой нелинейный и нестационарный процесс, и обычные методы анализа временных рядов, являющихся результатом такого мониторинга (в частности широко используемый гармонический анализ) могут оказаться неэффективными. Частоты, амплитуды и формы собственных колебаний могут изменяться в процессе измерения за счет нестационарности или быть неопределимыми в силу отсутствия принципа суперпозиции в нелинейных системах и, как следствие, неприменимости преобразования Фурье к таким системам вообще. Метод рекуррентных графиков, специально разработанный для изучения поведения во времени нелинейных динамических систем, лишен этих недостатков.

В настоящей работе метод рекуррентных графиков был применен для выявления динамических (детерминированных) закономерностей в ряде задач физики прочности, таких как: 1) в сигналах акустической эмиссии, сопровождающих процесс разрушения материалов (лабораторных гранитных образцов), 2) во временных сейсмических рядах землетрясений в прямоугольнике с координатами 36.663-46.89 N; 5.625-18.589 E из каталога NEIC Геослужбы США за 1990-2000 гг (Италия), 3) в модели звукового прозвучивания стальной плиты с внутренними отверстиями с равномерным или нормальным пространственными распределениями, возбужденной импульсом механической силы.

Для случая исследования акустической эмиссии от лабораторных образцов выявлено появление структурированности рекуррентных графиков по мере развития процесса разрушения, что свидетельствует об увеличении динамического (детерминированного) вклада в процесс по сравнению со стохастическим.

В случае сейсмических рядов установлено, что крупные землетрясения сопровождаются ростом детерминированности процесса разрушения в земной коре, которая может быть обусловлена логпериодическими осцилляциями режима с обострением. На рисунке 1 приведена зависимость от времени такой характеристики как уровень возврата (RR) и вертикальными линиями отмечены времена землетрясений с магнитудой больше 5.5.

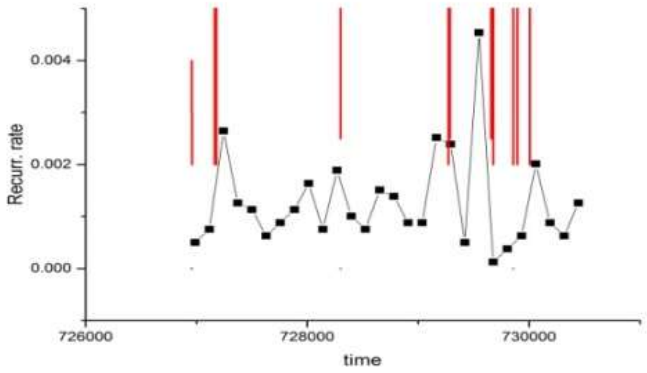
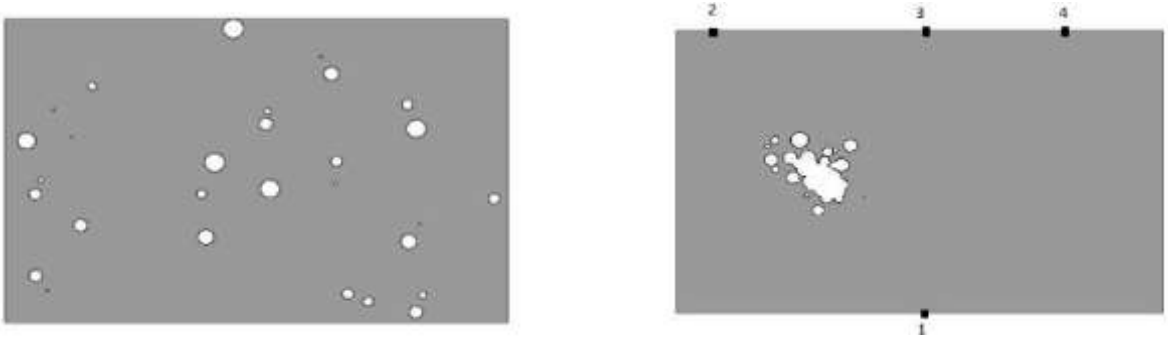


рис. 1 время в сутках от Рождества Христова

Были выделены времена наиболее высоких значений RR и рассчитан коэффициент корреляции R этих времен с временами крупных землетрясений (КЗ). Оказалось, что $R \approx 0.88$ при уровне значимости $\alpha \approx 8 \cdot 10^{-5}$, что представляет собой очень хорошее совпадение.

Была также построена компьютерная модель прозвучивания стальной плиты прямоугольным импульсом механической силы. В плите создавались дефекты в виде круглых отверстий различного диаметра (с равномерным распределением). Исследовалось два случая распределения дефектов в пространстве – равномерное (рис. 2а) и нормальное (рис. 2в):

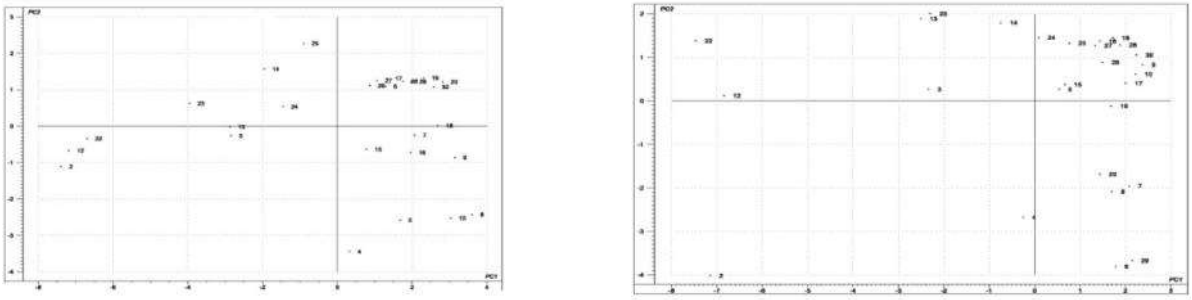


а *б*

рис. 2

На датчик 1 (рис. 2) подавался силовой прямоугольный импульс. Реакция системы (нормальная компонента смещения) на этот импульс записывалась во времени на датчиках 2–4 методом конечных элементов. Далее строились кроссрекуррентные графики (CRP) при различной степени поврежденности, причем данные для неповрежденного образца использовались как опорные. Для количественного описания изменений CRP при изменении поврежденности материала применялся количественный рекуррентный анализ (RQA). Использовались 17 параметров RQA из свободно распространяемого пакета программ CRP Toolbox [1]. Ввиду большого числа параметров целесообразно было применять метод главных компонент для интерпретации результатов. На рис. 3 приведены графики счетов образцов с равномерным распределением дефектов (а) и нормальным распределением (б).

Первая главная компонента отражает увеличение дефектности, а вторая – положение датчика. В области высокой дефектности точки кластеризуются, но точки, отвечающие датчику 2 на рис. 3б (2-10) лежат ниже точек, соответствующих датчикам 3 (12-20) и 4 (22-30), поскольку очаг растет на направлении от датчика 1 к датчику 2. Небольшое различие в положении точек на рис. 3а связано с ассиметричным расположением датчиков.



а *б*

рис. 3

Таким образом, метод рекуррентных графиков представляется перспективным для применения в физике разрушения. Он позволяет определять соотношение динамической и стохастической составляющих в процессе разрушения, показывает, что крупные сейсмические процессы сопровождаются всплеском детерминированности. При применении для целей дефектоскопии, метод рекуррентных графиков может указывать направление на место роста очага разрушения, а по кластеризации точек на графиках счетов и нагрузок выявлять степень опасности разрушения.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.

Гончар А. В., Мишакин В.В.
Россия, ИПМ РАН, imndt31@mts-nn.ru

THE INVESTIGATION OF PLASTIC DEFORMATION PROCESS AND DESTRUCTION OF STRUCTURAL MATERIALS AT LOW TEMPERATURES.

Gonchar Alexander Viktorovich, Mishakin Vasily Vasilyevich

The effect of the magnitude of plastic deformation and temperature on the acoustic characteristics of the AMg6 alloy. An algorithm is proposed that makes it possible to significantly reduce the error in determining the distance to the reflecting surface by taking into account the effect of temperature and plastic deformation on the velocity of elastic waves.

При проектировании и моделировании поведения конструкций в реальных условиях необходимо учитывать влияние различных факторов на изменение упругих и акустических свойств материала. Например, изменение температуры оказывает существенное влияние на скорость распространения упругих волн в металлах. Известно, что в процессе эксплуатации конструкций под воздействием механических нагрузок в материале происходит накопление микроповреждений в виде микропор, микротрещин и др., что также приводит к изменению упругих свойств.

Взаимное влияние поврежденности и температуры на акустические характеристики материала представляет большой интерес в научном и прикладном плане.

Для детального изучения влияния температуры и пластического деформирования на скорости и относительное изменение времени распространения УВ были подготовлены образцы из сплава АМг6 с толщиной рабочей зоны 6 мм и шириной – 20 мм. Образцы были размечены на зоны, в которых проводились ультразвуковые исследования. Одноосное растяжение проводилось поэтапно. До испытаний и после каждого этапа нагружения выполнялись ультразвуковые измерения.

В результате исследований были получены относительные изменения времени и скорости (рис.1) распространения УВ от температуры при величине пластической деформации εx=0%, 16%, 25%. При величине εx=25% произошло разрушение образца.

В исследуемом температурном диапазоне зависимости носят линейный характер. Уменьшение температуры с 293 К до 213 К приводит к изменению скоростей на 1,8% в недеформированном образце, и на 3,1% в деформированном образце (εx=25%).

Расчет показал, что при охлаждении недеформированного образца на 80 K и длине акустического пути 500 мм погрешность при определении расстояния до дефекта ультразвуковым эхо-импульсным методом составляет 8 мм. В деформированном образце (εx=25%) погрешность при определении расстояния до дефекта при тех же условиях достигает 14 мм. Относительная погрешность в этом случае составляет 2,8%. Такие погрешности в определении местоположения дефекта в ряде случаев является не допустимыми. Получим выражение для определения скорости, учитывающее влияние температуры и величины пластической деформации.

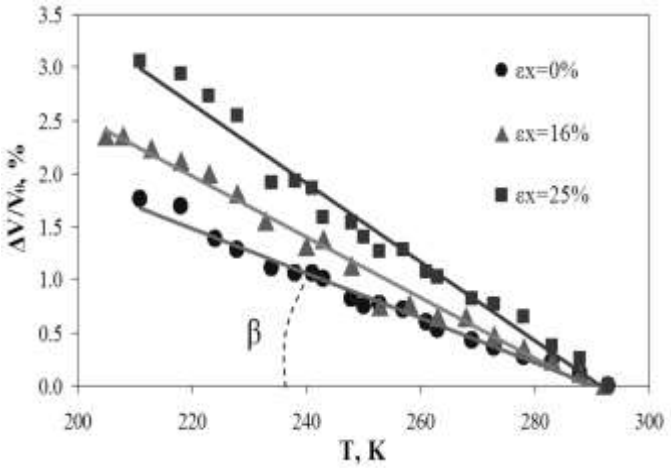


Рис. 1. Зависимость относительного изменения скорости продольных волн от температуры при различных значениях величины пластической деформации.

Зависимость относительного изменения скорости продольных волн $\Delta V/V_0$ от изменения температуры ΔT и деформации можно представить в следующем виде:

$$\Delta V/V_0\,(\Delta T) = \beta \cdot \Delta T\ , \qquad (1)$$

где T – температура в Кельвинах, β - коэффициент, зависящий от величины пластической деформации εx.

Связь β с величиной пластической деформации εx можно аппроксимировать линейной зависимостью:

$$\beta = k_1 + k_2 \varepsilon_x \qquad (2)$$

где $k_1 = 2 \cdot 10^{-2}\ \ K^{-1}$, $k_2 = 6{,}2 \cdot 10^{-4}\ K^{-1}$.

Как показали исследования, эффект двулучепреломления поперечных упругих волн, который можно характеризовать параметром акустической анизотропии *A*, практически не зависит от температуры испытаний. Он определяется величиной пластической деформации и носит монотонный характер. Связь параметра *A* с величиной пластической деформации εx можно записать как:

$$\varepsilon_x = k_3 \cdot (A - A_0)\,., \qquad (3)$$

где *A*0 – начальное значение параметра акустической анизотропии, $k_3 = -2807$.

Скорость распространения упругих волн $V' = \Delta V + V_0$ в охлажденном и деформированном образце с учетом выражений (1)-(3) запишется в следующем виде:

$$V' = V_0\left(1 + (k_1 + k_A \cdot \Delta A)\Delta T\right), \qquad (4)$$

где $k_A = k_2 k_3$.

Таким образом, учет величины пластической деформации и температуры эксплуатации позволяет существенно уменьшить погрешности определения длины акустического пути по данным ультразвуковых измерений.

****

ВЛИЯНИЕ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ СВЯЗКИ ДВУХКОНСОЛЬНОГО ОБРАЗЦА НА СМЕЩЕНИЕ КОНЦОВ ШЕВРОННОГО НАДРЕЗА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНЕЙ СИЛЫ

Дерюгин Е.У. [1], Ласко Г.В. [2], Даниленко И. [3], Шмаудер З.[2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,* dee@ispms.tsc.ru

[2]*Institute for Material Testing, Materials Science and Strength of Materials, University of Stuttgart, Pfaffenwaldring 32, Stuttgart, Germany*

[3] *Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина Национальной академии наук Украины*

Аннотация: Проведен анализ влияния упругой деформации связки (ligament) двухконсольного образца на смещения концов шевронного надреза под действием внешней нагрузки. Методом конечных элементов показано, что при расчете прогиба консолей нельзя пренебрегать краевыми эффектами, если соотношение длины консоли к ее ширине становится меньше 5. Вклад деформации связки образца в смещение концов шевронного надреза в экспериментах на малоразмерных образцах может составлять более 22% от полного смещения.

1. Введение

Для измерения вязкости разрушения клеевых соединений и слоистых композитов используют простую модель, в которой две стороны надреза представляются в виде консолей, встроенных в основание абсолютно жесткой балки. Такое упрощение позволяет аналитически определять податливость η и ее производную $d\eta/dl$ для двухконсольного образца по теории балок [1]. Благодаря этому, легко определяется интенсивность высвобождения упругой энергии при распространении трещины на расстояние dl [2, 3], согласно уравнению:

$$G = \frac{P^2}{2a}\frac{d\eta}{dl} = \frac{3E\lambda_e^2 b^3}{4l^4}, \qquad (1)$$

где P – внешняя нагрузка, a – толщина образца, b – ширина отдельной консоли, $l = l_0 + \Delta l$, l_0 - длина надреза, которая, считается исходной длиной трещины, Δl – приращение l_0 за счет распространения трещины. Переход к коэффициенту интенсивности напряжения K_I осуществляется согласно зависимости

$$K_I = [EG/(1 - \nu^2)]^{1/2}, \qquad (2)$$

где ν – коэффициент Пуассона.

Разрушение малоразмерных объектов исследуют, как правило, используя образцы с шевронным надрезом [4, 5]. Для такого образца тоже существует аналитическая формула для податливости [6] и, следовательно, есть возможность аналитически определять характеристики трещиностойкости материалов. При этом необходимо учитывать, что значение λ_e в уравнении (1) получено в приближении абсолютно жесткой связки между консолями. В действительности связка (ligament) не является абсолютно жесткой и под действием приложенной силы она испытывает упругую деформацию. Учет деформации связки образца является принципиально важным для расчета характеристик трещиностойкости материала по данным испытаний малоразмерных образцов.

В данной работе проведен анализ зависимости смещений концов надреза от деформации связки двухконсольного образца. Рассмотрены случаи для прямолинейного и шевронного надрезов. Численные расчеты упругой деформации проводили с использованием программных модулей системы ABAQUS для двуконсольной конструкции.

2. Результаты

Если не учитывать деформацию основы образца, то точность аналитического решения (1) двухконсольной конструкции зависит от точности решения для отдельной консоли. В системе ABACUS проведен тестовый расчет зависимости «сила P –смещение λ_e» для отдельной консоли. Показано, что краевыми эффектами пренебрегать нельзя, если соотношение длины консоли к ее ширине становится меньше 5.

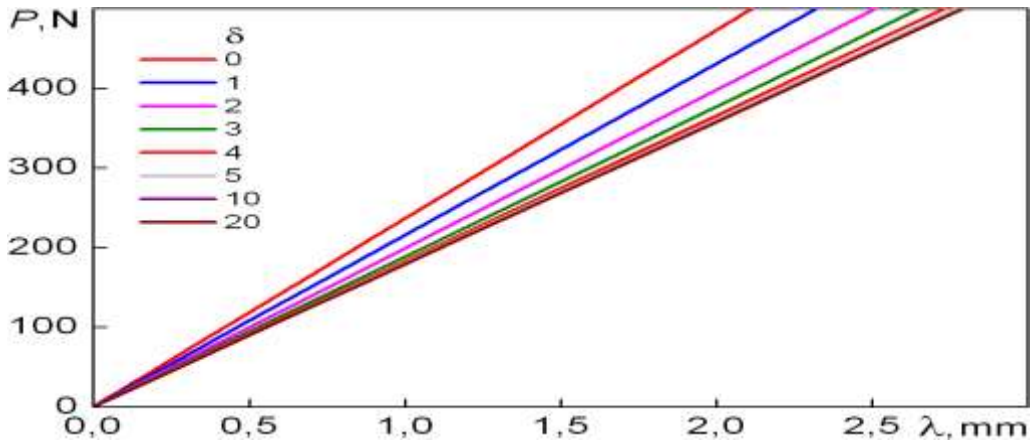
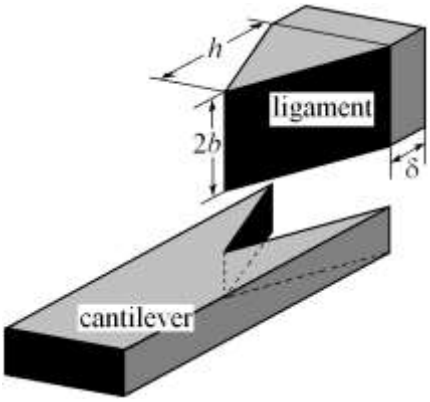


Рис. 1. Зависимости P-□e для образцов

с разной длиной основы

На рис. 1 приведены зависимости «*P*-λ_e» для образцов с прямолинейным надрезом с длиной основы $\delta = 0, 1, 2, 3, 4, 5, 10$, и 20 мм, длиной надреза 30 мм и сечением консолей 4x4 мм^2. Видно, что во всех случаях линейный характер зависимости *P*-λ_e не нарушается. Учет деформации основы приводит к увеличению прогиба консолей. Однако по мере увеличения длины основы тенденция к дополнительному приращению смещения быстро ослабевает. Начиная со значения $\delta \geq 5$ мм, дальнейшее увеличение δ не превышает 0.8%. Максимальный прирост смещения не превышает 22%.

Аналогичные расчеты были проведены и для образца с шевронным надрезом. Без учета деформации связки упругий прогиб отдельной консоли такого образца равен [6]



$$\lambda_e = \frac{4P}{Ea}\left(\frac{l}{b}\right)^3\left(2+\frac{a}{l_0}\operatorname{ctg}\frac{\alpha}{2}\right)^2\left(4+\frac{a}{l_0}\operatorname{ctg}\frac{\alpha}{2}\right)^{-1}. \qquad (2)$$

На рис. 2 изображена связка и отдельная консоль образца с шевронным надрезом. Вывод уравнения (2) для данного случая соответствует условию, что абсолютно жесткой связкой образца является не только часть за пределами шевронного надреза, но также дополнительный объем образца в виде треугольника высотой *h* и толщиной 2*b*.

Расчеты с использованием программных модулей ABAQUS показали, что дополнительный вклад в упругое смещение (2) за счет деформации связки практически такой же, как и для образца с прямолинейным надрезом со связкой длиной $h + \delta$ (рис. 2).

3. Заключение

Проведен анализ влияния упругой деформации связки двухконсольного образца на смещения концов шевронного надреза под действием внешней нагрузки. Методом конечных элементов

показано, что при расчете прогиба консолей нельзя пренебрегать краевыми эффектами, если соотношение длины консоли к ее ширине становится меньше 5. Вклад деформации основы двухконсольных образцов в смещение концов надреза в экспериментах на малоразмерных образцах может составлять более 22% от полного смещения. Проведенные расчеты показали, что без учета влияния деформации связки на λ_e для малоразмерных образцов с шевронным надрезом с сечением консолей 4х4 мм и длиной 35 мм, расчет по уравнениям (1) и (2) приводит к завышенным значениям характеристик трещиностойкости: G_c на 50% и K_{Ic} на 22%.

Благодарности

Авторы выражают признательность за финансовую поддержку Фонду Фольксваген (VW) по программе “Трехстороннее партнерство между Украиной, Россией и Германией”, проект. a. Z. 90355, и Российскому фонду фундаментальных исследований (РФФИ) в рамках проекта 17-08-00377.

Литература

1.S. Timoshenko, J.N. Goodier (1951) Theory of Elasticity, Second ed., McGraw Hill Book.

2.T.L. Anderson (2005), Fracture Mechanics, Third Ed., NY, Taylor&Francis.

3.R.J. Sun, Z.H. Jin (2012) Fracture Mechanics, Oxford, Academic Press.

4.L.M. Barker. A simplified method for measuring plane strain fracture toughness, Engineering Fracture Mechanics. 1977; 9: 361-369.

5.M.G. Mueller, V. Pejchal, G. Žagar et al. Fracture toughness testing of nanocrystalline alumina and fused quartz using chevron-notched microbeams, ActaMaterialia. 2015, 86: 385–395.

6.Ye.Ye. Deryugin, V.E. Panin, B.I. Suvorov Determination of Fracture Toughness for Small-Sized Specimens with Ultrafine Grain Structure. 2014; AIP Conference Proceedings, 289644961.
https://www.researchgate.net/publication/289644961.

****

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРИМЕСЕЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В α-ФЕРРИТЕ

Заводинский В.Г. [1] ,Кабалдин Ю.Г.[2]

[1]*Россия, Институт Материаловедения ХНЦ ДВО РАН,* vzavod@mail.ru

[2]*Россия, Нижегородский Государственный университет,* uru.40@mail.ru

SIMULATION OF DOPANTS EFFECT ON DEFORMATION OF GRAINS INTERFACES IN α-FERRITE

V.G. Zavodinsky, Yu.G. Kabaldin

Density functional theory and pseudopotentials were used to study reaction of the ferrite grains interface (pure and doped with C, N, Ti, Ti+N and Ti+C) on deformations. It was shown that impurities can increase or decrease the tensile strength and the elongation limit. The best effect was demonstrated for cases when Ti presents simultaneous with C. As for the shift modulus, effect is more complicated but less significant.

Слабо науглероженная сталь является хорошо известным материалом, используемым для изготовления различных деталей и конструкций. Обычно она содержит до 0.2 процентов углерода и небольшое количество других примесей. В данной работе мы излагаем результаты расчетов предела прочности и модуля сдвига для чистого и легированного альфа-железа (феррита).

Все вычисления в данной работе проводились в рамках теории функционала плотности [1,2], метода псевдопотенциала [3] и базиса из плоских волн. Поскольку α-Fe магнитный материал мы использовали спиновую версию пакета FHI96md [4].

Мы моделировали границу между зернами α-Fe как контакт двух тонких кристаллических пластин, имеющих бесконечную протяженность в направлениях X и Y. Толщина каждой пластины составляла три атомных слоя. Взаимодействующие пластины приближались друг к другу до достижения минимума полной энергии системы. После достижения системой состояния с минимумом энергии мы проводили компьютерные эксперименты двух типов: 1) исследование реакции границы на разрыв (см. рис. 2); 2) исследование реакции границы на сдвиг (см. рис. 3).

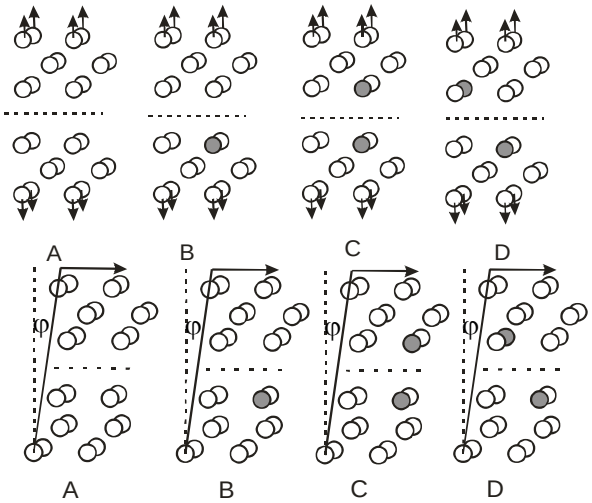


Рис.1. Схемы компьютерных экспериментов (слева - на растяжение, справа – на сдвиг): A) граница зерен в чистом α-Fe; B) граница содержит атом одной примеси; C и D)граница содержит атомы разных примесей. Примесные атомы показаны как серые шары, φ - угол сдвига, стрелки указывают направление деформации.

Прежде всего, мы изучили реакцию чистого железа на растяжение поперек межзеренной границы и на сдвиг вдоль ее. Зависимости напряжения от удлинения и энергии от тангенса угла сдвига представлены на рис. 2. Верхняя панель этого рисунка демонстрирует предел прочности границы зерен чистого α-Fe, равный 18 ГПа. Нижняя панель показывает, что процесс сдвига состоит из двух стадий. Вначале, полная энергия резко растет с модулем сдвига 160 ГПа, а затем модуль сдвига уменьшается до 80 ГПа. Для сравнения, экспериментальное значение предела прочности составляет около 60 МПа для конструкционной стали и 1,3 ГПа для монокристаллических «усов» железа. Для модуля сдвига опубликованное значение равно 14 ГПа.

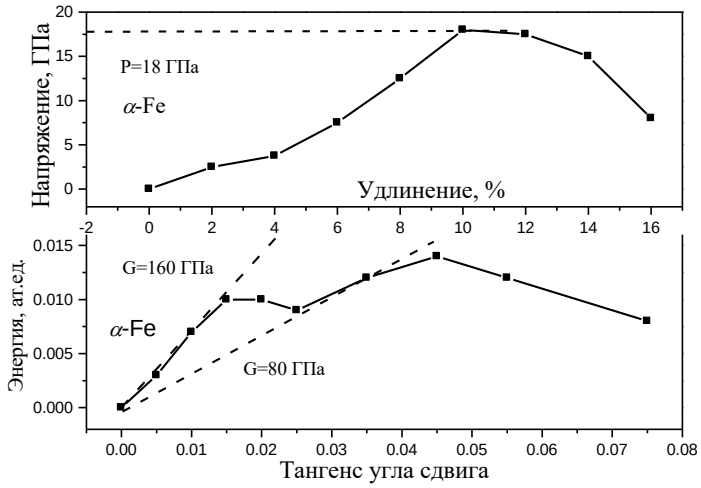


Рис. 2. Изучение растяжения и сдвига для границы зерен чистого α-Fe.

Мы помещали примесные атомы, как это показано на рис.1. А именно, при легировании одной примесью мы замещали один атом железа на границе (на одной ее стороне) атомом C, N или Ti. При легировании двумя примесями примесные атомы помещались по обе стороны границы. Результаты расчетов представлены в таблице.

Таблица. Предел прочности P и предел удлинения L для межзеренной границы в альфа-железе.

Система	Чистый Fe	Fe+C	Fe+N	Fe+Ti	Fe+Ti+C	Fe+Ti+N
P, ГПа	18	27	14.8	15.5	16.5	14.5
L, %	10	1	8	16	18	12

Влияние примесей на энергию сдвиговой деформации межзеренной границы довольно сложное, но незначительное. Наши расчеты позволяют заключить, что как и в случае чистого железа модуль сдвига не сохраняется постоянным при деформации, а его значения лежат в пределах от 80 до 180 ГПа.

Заключение

Квантово-механическое моделирование границы зерен в α-Fe как контакта двух тонких нано-пластин позволяет получить адекватные данные о влиянии примесей (C, N, Ti, Ti+C и Ti+N) на механические свойства этой границы. Суммируя результаты, можно заключить, что добавление титана (в чистом виде либо одновременно с углеродом) существенно увеличивает предел удлинения материала, практически не изменяя предел прочности железа, делая его тем самым более эластичным, в том числе и при низких температурах.

Данная работа поддержана грантом РНФ «Разработка программного и аппаратного обеспечения для системы интеллектуальной диагностики состояния транспортных средств и конструкций в условиях Арктики при удаленном доступе».

Литература

[1] Hohenberg H, Kohn W. Inhomogeneous Electron Gas. Phys. Rev. 1964; 136; B864-71.

[2] Kohn W, Sham JL. Self-Consistent Equations Including Exchange and Correlation Effects. Phys. Rev. 1965; 140; A1133-38.

[3] Cohen ML, Heine V. Pseudopotential theory of cohesion and structure. In: Ehrenreich H, Seitz F, Turnbull D, editors. Solid State Physics, New York: Academic Pres; 1970; 24; 38-249.

[4] Beckstedte M, Kley A, Neugebauer J, Scheffler M. Density functional theory calculations for poly-atomic systems: electronic structure, static and elastic properties and ab initio molecular dynamic. Comp. Phys. Commun. 1997, V. 107. 187-205.

****

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЭМИССИИ ИЗ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ НА КОЭФФИЦИЕНТЫ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

Россия, Южный федеральный университет, karp@math.rsu.ru

CALCULATION THE INFLUENCE OF DISLOCATION EMISSION FROM THE CRACK TIP ON STRESS INTENSITY FACTORS

Karpinsky D.N., Sannikov S.V.

Annotation. In that communication it is presented the results of calculations for the balance dislocation distribution at the crack tip in the loaded crystal. It is supposed these dislocations are emitted from the crack tip along the light slip systems under mixed loading (mode I and II). The calculation takes into account the crack tip blunting due to emission. It is discussed the reciprocal influence stress intensity factors for the dislocation piles up and free-dislocation zone.

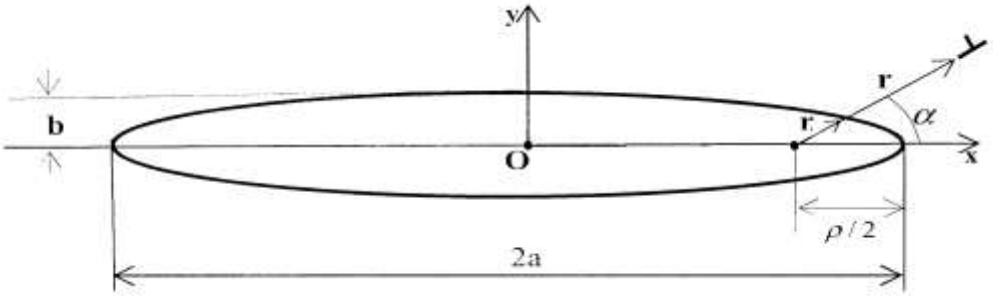


Рис.1. Схема дислокационной эмиссии из вершины затупленной трещины

Вязко-хрупкий переход при понижении температуры нагруженного образца ниже критической обусловлен явлением смены механизмов эмиссии дислокаций из вершины трещины к механизму

роста трещины. Эмиссия дислокаций ответственна за снижение концентрации напряжений в ее вершине [1], [2].

Рассмотрим плоскую задачу об эмиссии дислокации из вершины затупленной трещины, расположенной в плоскостях скола бесконечного ОЦК кристалла. Рис.1. В расчете выбраны следующие плоскости скола: 1) плоскость скола (100), направление линии фронта трещины [001]; 2) плоскость скола (110), направление линии фронта трещины [001]; 3) плоскость скола (011), направление линии фронта трещины [011]; 4) плоскость скола (001), направление линии фронта трещины [110]. Углы между плоскостями скола и системами легкого скольжения <111> {110} и <111> {112} принимают значения: для ориентации 1) 45º, 2) 45º, 3) 54,73º, 4) 35,26º. К плоскостям кристалла приложены однородные напряжения растяжения (мода I) и сдвига (мода II), достаточных для эмиссии дислокаций, но недостаточных для роста трещины.

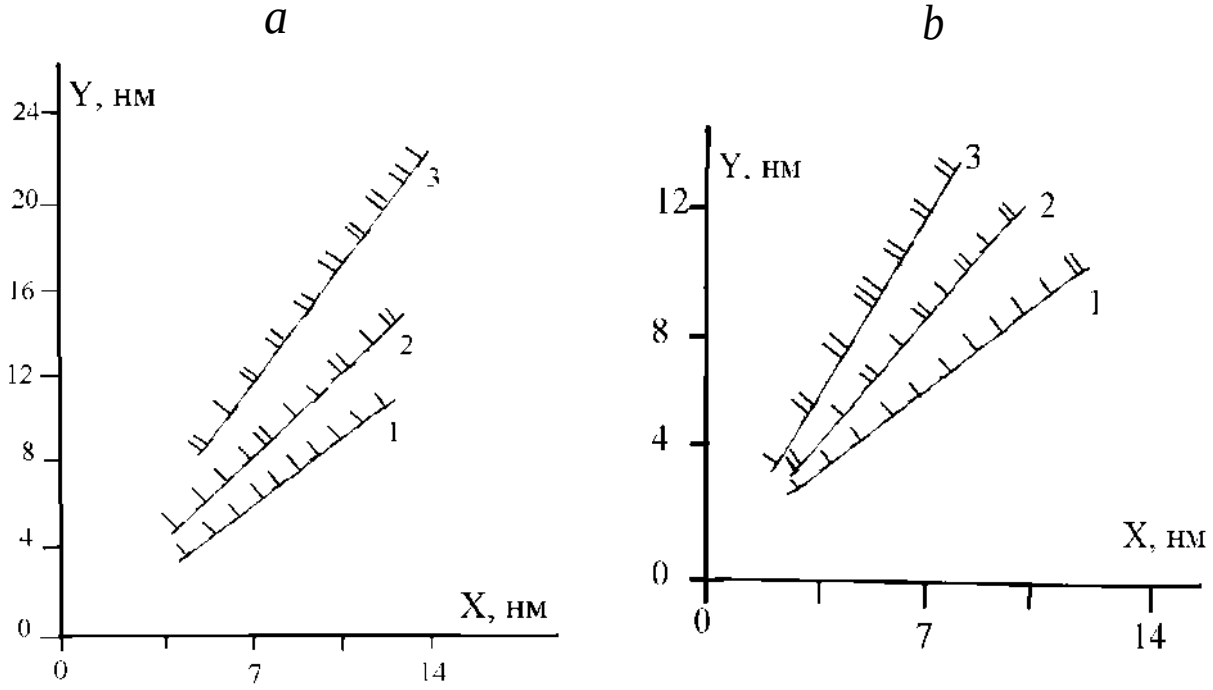


Рис. 2. Равновесные позиции дислокаций, испущенные из вершины трещины: a - с учетом затупления вершины, b - без учета затупления вершины. Цифрами обозначены системы скольжения, образующие с плоскостью скола угол 1 – 35,26°, 2 - 45°, 3 – 54,73°. Трещина расположена вдоль отрицательной полуоси X, а ее вершина находится в начале координат.

Аналогично [3], предположим, что сила F_i, действующая на i испущенную дислокацию определяется следующим образом

$$F_i = b_e \sigma_{r\theta}(b_e + i\Delta r) - f_{image}(b_e + i\Delta r) - b_e \tau_f, \qquad (1a)$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{K_I}{4\sqrt{2\pi r}} \sin\frac{\alpha}{2}\left(1 + \cos\alpha + \frac{\rho_i}{r}\right) + \frac{K_{II}}{2\sqrt{2\pi r}}\left(\cos\frac{3\alpha}{2} + \frac{1}{2}\sin\alpha\sin\frac{\alpha}{2} - \frac{\rho_i}{2r}\cos\frac{\alpha}{2}\right), \qquad (1b)$$

$$f_{image} = \frac{\mu b_e^2}{4\pi(1-\nu)(r - r_d)}, \ \rho_i = \rho_0 + \sum_{k=1}^{i} k\, b_e \sin\alpha, \quad i = 1,...,N. \qquad (1c)$$

В (1) μ – модуль сдвига, ν - коэффициент Пуассона, b_e - вектор Бюргерса дислокации, ρ_i - радиус кривизны вершины трещины после испускания i дислокаций, $\rho_0 = \frac{b^2}{a}$ - радиус кривизны вершины трещины в отсутствии дислокационной эмиссии, предполагается, что $r \geq r_d$, где

$$r_d = \frac{\sqrt{a^2 - 0.25a\rho\sin^2\alpha} - (a - \rho/2)\cos\alpha}{\rho\cos^2\alpha + a\sin^2\alpha}\rho\,.$$

Согласно [1], [2] дислокации испускаются из вершины трещины при выполнении условия превышения порогового значения КИН $K_I \geq K_I^D$ и $K_{II} \geq K_{II}^D$, где K_I^D и K_{II}^D даны в [3].

Дальнейший расчет по очереди определяет положение равновесия испущенной дислокации из условия $F_i = 0,$ а затем вычисляются поправки ΔK_I и ΔK_{II}, учитывающие экранирование упругого поля трещины дислокациями [4]. Далее процесс вычислений повторяется до тех пор, пока выполнится условие $K_I < K_I^D$ и $K_{II} < K_{II}^D$. На Рис.2 показаны равновесные распределения дислокаций у вершины трещины для указанных выше систем легкого скольжения. Расчеты показали, что учет затупления вершины трещины при последовательном испускании дислокаций дает большее число дислокаций в равновесном скоплении по сравнению с результатами расчета с постоянным радиусом кривизны вершины. Размеры бездислокационных зон одинаковы для систем скольжения 1, 2 и заметно различаются для систем скольжения 3.

Литература:

1.J. Rice, R.Thomson Ductile versus brittle behavior of crystals. //Philos. Mag. 1974, V.29, p.73–97.

2.J.R. Lin, R. Thomson Cleavage, dislocation emission, and shielding for cracks under general loading. //Acta Metall., 1986. V. 34, p.187–206.

3.M. Huang, Z. Li Dislocation emission criterion from a blunt crack tip //J. Mech. Phys. Sol., 2004. V.52. N9. P. 1991-2003.

4.T. Li, Z. Li The stress intensity factor of edge dislocation near an elliptically blunted crack tip //Int. J. Fract., 2007. V.144. p. 45-52.

*****

Пусть бесконечная изотропная плоскость ослаблена периодической системой прямолинейных щелей переменной ширины $h(x)$, сравнимой с упругими деформациями. Плоскость находится в поле сжимающих напряжений. Рассматривается периодическая задача, когда одинаковые щели с некоторым периодом ω расположены вдоль оси x. В процессе деформации берега щелей вступают в контакт на участках $(\alpha_k + m\omega, \beta_k + m\omega)$ $(k = 1, 2, ..., n;\ m = 0, \pm 1, \pm 2, ...)$. Считаем, каждая площадка контакта состоит из участка сцепления берегов $(c_k + m\omega, d_k + m\omega)$ и двух участков $(\alpha_k + m\omega, c_k + m\omega)$ и $(d_k + m\omega, \beta_k + m\omega)$ на которых возможно проскальзывание. Обозначим: L_1' – совокупность участков сцепления; L_2' – совокупность участков проскальзывания; L_3' – совокупность участков, на которых действует давление $p(x)$; L_4' – совокупность концевых участков пластических деформаций $(a_1 + m\omega, a + m\omega) \cup (b + m\omega, b_1 + m\omega)$.

В процессе нагружения изотропной среды в зонах, где берега щелей вошли в контакт, возникают нормальные $p_y(x)$ и касательные $p_{xy}(x)$ напряжения, значения которых заранее неизвестны и подлежат определению. В рассматриваемом случае каждая щель состоит из трех областей: 1) противоположные берега щели находятся под действием давления газа; 2) зоны $(\alpha_k + m\omega, \beta_k + m\omega)$, в которых берега щели вошли в контакт; 3) концевые зоны $(a_1 + m\omega, a + m\omega)$ и $(b + m\omega, b_1 + m\omega)$, в которых имеет место пластическое течение материала при постоянных напряжениях.

Граничные условия на берегах периодической системы щелей с концевыми зонами для рассматриваемой задачи имеют вид

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = p_y - ip_{xy} \quad \text{на } L_1'; \qquad \sigma_y - i\tau_{xy} = (1 - if(x))p_y \quad \text{на } L_2'; \tag{1}$$

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = -p(x) \quad \text{на } L_3'; \qquad \sigma_y - i\tau_{xy} = \sigma_s - i\tau_s \quad \text{на } L_4';$$

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\upsilon^+ - \upsilon^-\right) = -h'(x) \quad \text{на } L_1' + L_2'; \tag{2}$$

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(u^+ - u^-\right) = 0 \quad \text{на } L_1'$$

Здесь принято, что на участках проскальзывания имеют место силы сухого трения (закон трения принимается в форме Амонтона-Кулона); $f(x)$ – коэффициент трения; σ_s и τ_s – соответственно, пределы текучести материала на растяжение и сдвиг; $\left(u^+ - u^-\right)$ – касательная, $\left(\upsilon^+ - \upsilon^-\right)$ – нормальная составляющие раскрытие берегов щели.

Размеры контактных зон заранее неизвестны и подлежат определению.

Напряженное состояние в плоскости с периодической системой прямолинейных щелей представим в виде

$$\sigma_x = \sigma_x^0 + \sigma_x^1, \qquad \sigma_y = \sigma_y^0 + \sigma_y^1, \qquad \tau_{xy} = \tau_{xy}^0 + \tau_{xy}^1, \tag{3}$$

где σ_x^0, σ_y^0, τ_{xy}^0 – решение уравнений плоской теории упругости для плоскости без щелей при сжатии главными напряжениями на бесконечности; σ_x^1, σ_y^1, τ_{xy}^1 – решение уравнений плоской теории упругости для плоскости с периодической системой прямолинейных щелей с концевыми зонами с исчезающими на бесконечности напряжениями.

С учетом формул (3) граничные условия (1) запишем в виде

$$\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1 = p_y - ip_{xy} - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) \quad \text{на } L_1'; \tag{4}$$

$$\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1 = (1 - if)p_y - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) \quad \text{на } L_2';$$

$$\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1 = -p(x) - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) \quad \text{на } L_3';$$

$$\sigma_y^1 - i\tau_{xy}^1 = \sigma_s - i\tau_s - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) \quad \text{на } L_4'.$$

Компоненты тензора напряжений σ_x^1, σ_y^1, τ_{xy}^1 и вектора перемещений u_1 и υ_1 выразим через две кусочно-аналитические функции комплексного переменного $\Phi(z)$ и $\Omega(z)$. Следуя Н.И. Мусхелишвили [1] на основании граничных условий (4), приходим к задаче линейного сопряжения с разрывными коэффициентами

$$\left[\Phi(t)+\Omega(t)\right]^+ + \left[\Phi(t)+\Omega(t)\right]^- = 2f_1(t)\ ; \qquad (5)$$
$$\left[\Phi(t)-\Omega(t)\right]^+ - \left[\Phi(t)-\Omega(t)\right]^- = 0,$$

где

$$f_1(t)=\begin{cases} p_y - ip_{xy} - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_1' \\ (1-if)p_y - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_2' \\ -p(x) - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_3' \\ \sigma_s - i\tau_s - \left(\sigma_y^0 - i\tau_{xy}^0\right) & \text{на } L_4' \end{cases}$$

С помощью конформного преобразования $w=\sin(\pi z/\omega)$ перейдем от физической плоскости $z=x+iy$ на параметрическую плоскость комплексного переменного $w=\eta+i\xi$. Тогда внешность периодической системы щелей физической плоскости z переходит на бесконечнолистную риманову поверхность w, разрезанную вдоль отрезка (η_1,η_2) действительной оси η на всех листах, где $\eta_1=\sin(\pi a_1/\omega)$, $\eta_2=\sin(\pi b_1/\omega)$.

Получена система сингулярных интегральных уравнений, из решения которых определяются контактные напряжения $p_y(x)$, $p_{xy}(x)$, а также размеры контактных и концевых зон пластических деформаций. Для определения предельного состояния среды под действием внешней нагрузки в качестве критерия разрушения использовался критерий критического раскрытия берегов щели. Проведен параметрический анализ зависимости контактных напряжений $p_y(x)$ и $p_{xy}(x)$ от размеров щели.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966.

****

GDOES – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МЕТОД РАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ 2D И 3D МАТЕРИАЛОВ

Кирюханцев-Корнеев Ф.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Ленинский проспект 4, Москва 119049, РФ
kiruhancev-korneev@yandex.ru

Представленный доклад посвящён исследованию возможностей метода оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (ОЭСТР) или GDOES (glow discharge optical emission spectroscopy), современного метода определения химического состава поверхностных слоёв и объёмных материалов. Особенности метода рассмотрены на основе результатов почти десятилетней эксплуатации прибора Profiler 2 (Horiba Jobin Yvon) для диагностики покрытий и консолидированных материалов. Прибор работает в режимах ВЧ- и импульсного ВЧ-травления образцов.

Проанализировано современное состояние исследований функциональных покрытий различного назначения с помощью спектроскопических методов, в том числе метода GDOES. Описаны основные принципы метода GDOES, устройство узла травления и спектрометра. Проведён сравнительный анализ результатов измерений, применительно к различным технологиям получения покрытий и обработок поверхности, включая методы PVD (магнетронное, ионное напыление, катодно-дуговое испарение, электроннолучевое испарение, ионная имплантация), CVD (термически-

и плазмо-активированное, атомно-слоевое осаждение, плазменная полимеризация), микродуговое оксидирование (PEO), методы плазменной и лазерной наплавки, электроискровое легирование (ESD), методы плазменного и детонационного напыления, холодного газодинамического напыления, горячего окунания и др. Среди исследованных 2D и 3D материалов – металлы, сплавы, оксиды, тугоплавкие соединения, композиционные материалы, полимеры, органические материалы, стёкла, минералы, лекарственные препараты. Рассмотрены особенности измерений каждого из перечисленных типов объёмных материалов и покрытий. Предложены пути решения проблем при измерении методом GDOES, связанных с низкой проводимостью и плотностью образцов, высокой шероховатостью и пористостью материалов, предельно низкой глубиной анализа, повышенной чувствительностью к перегреву и механическому воздействию. Отдельное внимание уделено применению GDOES для исследования процессов диффузионного насыщения, электрохимической и газовой коррозии материалов.

В результате комплексных исследований установлено, что максимальная глубина анализа покрытий, в зависимости от их шероховатости и скорости распыления, составляет 60-150 мкм; разрешение по глубине для электропроводящих покрытий составляет не менее 10 нм, для диэлектрических – не менее 100 нм; допустимая шероховатость составляет Ra=3-5 мкм, при больших величинах, необходимо применение дополнительных технологических операций и устройств, допустимо измерение образцов с Ra до 15 мкм и пористостью до 30%. Показано, что возможен анализ практически любых комбинаций материалов подложек и покрытий. Рассмотрены примеры использования GDOES для прикладных задач.

Литература

[1] Ф.В. Кирюханцев-Корнеев. Анализ элементного состава покрытий с использованием высокочастотной оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда. Физикохимия поверхности и защита материалов, 2012, т. 48, №5, 488-494.

[2] Ф. В. Кирюханцев-Корнеев. Возможности метода оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда GDOES при исследовании покрытий. Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2 (2013) 60-70

****

КИНЕТИКА РОСТА ТРЕЩИН В ПРОЦЕССЕ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кутепов С.Н.

Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, kutepov.sergei@mail.ru

KINETICS OF GROWTH OF CRACKS IN THE PROCESS OF STRESS CORROSION CRACKING OF METALLIC MATERIALS

S.N. Kutepov

The models of stress corrosion cracking are presented. The kinetics of crack growth under stress-corrosion cracking is considered.

Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) при воздействии водородсодержащих сред является одним из видов водородного растрескивания, которое включает в себя взаимодействие материала, окружающей среды и механических нагрузок, приводящее к зарождению трещины и ее последующему распространению вплоть до разрушения.

В течение длительного времени явление водородного КРН описывалось отдельно от явления электрохимического КРН, однако в настоящее время считается, что оба типа разрушения металлических материалов более тесно связаны друг с другом, чем предполагалось. При наводороживании происходит объемное поражение металла в результате возникновения высоких растягивающих напряжений вокруг микродефектов, приводящее к зарождению и развитию микротрещин. Наличие коррозионной среды, являющейся поверхностно-активной, облегчает протекание этого процесса и, в свою очередь, приводит к ускорению раскрытия микротрещин с поверхности металла. На первых стадиях наблюдается упрочнение металла, а с накоплением необратимых изменений в материале, связанных с коррозионным воздействием среды в напряженном

состоянии, наблюдается резкое разупрочнение [1]. Коррозионное растрескивание под напряжением рассматривается, если материал становится локально анодным и, если во время этого процесса происходит ускоренное растрескивание. Водородное КРН часто связывают только с катодными реакциями в месте зарождения трещин.

Анодная реакция КРН включает перемещение металлических ионов из матрицы в химический раствор, а именно анодное растворение. Предполагается, что процесс анодного растворения способствует распространению трещины с образованием электронов из атомов металла с образованием ионов металлов во время анодной реакции. Поэтому кинетика распространения трещины в режиме анодного растворения иногда связана с законом Фарадея.

Результаты экспериментальных исследований локализации деформации [2], вызванные во время транскристаллитного КРН сталей показали, что зарождение трещин и последующее их распространение в сталях, связанные с режимом анодного растворения могут быть вычислены с помощью отношения Фарадея [2]:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = i\frac{M_{Fe}}{z_{Fe}\times F\times \rho_{Fe}}, \quad (1)$$

где i – плотность приложенного тока, M_{Fe} – атомный вес сталей, z_{Fe} – валентный электрон растворенных веществ, а ρ_{Fe} – плотность сталей, F – постоянная Фарадея.

Модель растрескивания скольжением является простейшей моделью для описания продвижения трещины по отношению к взаимодействию между средами и механическими нагрузками. В этом случае скорость распространения трещины можно описать, используя модифицированное уравнение, основанное на соотношении Фарадея, выраженное [3]:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = i\frac{M_{Fe}Q_f}{Z_{Fe}\times F\times \rho_{Fe}\times \varepsilon_{frac}}(\dot{\varepsilon}_{ct}), \quad (2)$$

где Q_{f} – заряд окисления, прошедший событие разрыва, $\varepsilon_{\mathrm{frac}}$ – трещиностойкость материала и $\dot{\varepsilon}_{ct}$ – скорость деформации в вершине трещины.

Повторная реакция может привести к затуханию растворения металла. Скорость растворения и скорость повторной реакции будут зависеть от взаимодействия металла со средой в вершине трещины.

Вызванный анодной реакцией скол является механизмом, который, ответственен за высокие скорости распространения транскристаллитной трещины по сравнению с нормальной реакцией растворения металла. Основная идея этой модели состоит в том, что инициирование трещин происходит в пластичных тонких пленках, вызванных анодной реакцией в вершине трещины, а затем распространение трещины происходит в пластичных металлических подложках в режиме скола. Однако степень распространения трещины зависит от скорости эмиссии дислокаций от вершины трещины и от плотности дислокаций, которая была бы выше для высокопрочных сталей. Растрескивание в металлических подложках может быть полностью вызвано механическими нагрузками. Поскольку распространение трещины в этом режиме связано с разрывом, вызванным разрывом пленки, средняя скорость распространения трещины выражается в виде [3]:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = \left(\frac{M_{Fe}}{Z_{Fe}\times F\times \rho_{Fe}}Q_f + j\right)\frac{\dot{\varepsilon}_{ct}}{\varepsilon_{frac}}, \quad (3)$$

где j – расстояние перехода для распространения трещины.

Предложенная модель поверхностной подвижности для характеристики распространения трещин в негидридообразующих металлах на основе процессов анодной реакции применима как для жидкостного охрупчивания металла, так и для водородного охрупчивания, как продемонстрировал Гальвель [3]. Основная гипотеза этой модели заключается в том, что захват вакансий напряженной решеткой в вершине трещины может привести к ее распространению. Увеличение напряжений в вершине трещины будет способствовать ускорению выхода атомов металла из вершины распространяющейся трещины путем прохождения по поверхности трещины. Следовательно, в вершине трещины образуются вакансии, которые вызывают дальнейшее распространение трещины.

Скорость распространения трещины в соответствии с моделью поверхностной подвижности может быть определена с использованием следующего уравнения [4]:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = \frac{D_{met}}{L_{smm}}\left[\exp\left(\frac{\sigma_{ct}\times a_{smm}^3}{kT}-1\right)\right], \quad (4)$$

где D_{met} – коэффициент поверхностной самодиффузии; L_{smm} – диффузионная длина адсорбированных атомов или вакансий (среднее расстояние, на которое адсорбированный атом или вакансия может переместиться за время прохождения от вершины трещины до поверхности трещины); σ_{ct} – растягивающее напряжение в вершине трещины; a_{smm} – длина трещины, распространяющейся за счет движения вакансий.

Такой подход позволяет количественно описать механизм распространения трещин в металлических материалах, подверженных КРН, используя базовые положения механики разрушения.

Литература

1. Сергеев Н.Н. Механические свойства и внутреннее трение высокопрочных сталей в коррозионных средах: дис. ... д-ра. техн. наук: 01.04.07 / Сергеев Николай Николаевич. – Тула, 1996. – 467 с.

2. Lian K. and Meletis E.I. Environment induced deformation localization during transgranular stress corrosion cracking // Corrosion. 1996. Vol. 52, № 5. P. 347-355.

3. Turnbull A. Modelling of environment assisted cracking // Corrosion Science. 1993. Vol. 34. №6. P. 921-960.

4. Galvele J.R. A stress corrosion cracking mechanism based on surface mobility // Corrosion Science. 1987. Vol. 27. P. 1-33.

Автор выражает благодарность д.т.н., проф. Сергееву Н.Н и д.т.н., проф. Гвоздеву А.Е. за консультации при выполнении работы.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

****

АДАПТАЦИЯ МЕХАНОРЕОЛОГИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ МАТЕРИАЛА К ПАРАМЕТРАМ ПРОЦЕССА УДАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Лапшин В.Л., Ященко В.П., Глухов А.В.

Россия, ФГБОУ ВО Иркутский национальный исследовательский технический университет

lapshin@istu.edu

ADAPTATION OF A MECHANO-RHEOLOGICAL MATERIAL MODEL TO PARAMETERS OF A SHOCK INTERACTION

V.L. Lapshin, V.P. Yashenko, A.V. Gluhov

A free-falling spherical indentor impacted a material sample. Shock interaction parameters were recorded with an acceleration sensor. The sensor was fixed on the indentor. An acceleration vs. time graph was created. Using the information provided in the graph, we calculated all the required experimental data: shock time and time between the first and second shocks (the height for the rebound), the maximum acceleration value for interaction of an indentor and time corresponding to the maximum value of the signal. The tests allowed us to create an adequate shock interaction model, calculate numerical values of model parameters for material samples

Для моделирования процесса ударного взаимодействия в Иркутском национальном исследовательском техническом университете была разработана упруго-вязко-пластичная механореологическая модель (рис.1), получено математическое описание динамики движения модели. Проведены теоретические исследования модели [1-3]. На основе полученных результатов разработана методика и запатентован способ определения модуля упругости материала [4]. Методика позволяет определить числовые значения параметров модели для динамического процесса ударного взаимодействия сферического тела с поверхностью.

Результаты экспериментальных исследований [5] подтвердили работоспособность модели, качественное и количественное соответствие расчетных и экспериментальных параметров ударного взаимодействия индентора с образцом материала. В результате исследований была сформирована адекватная модель ударного процесса, определены численные значения параметров модели для исследованных материалов.

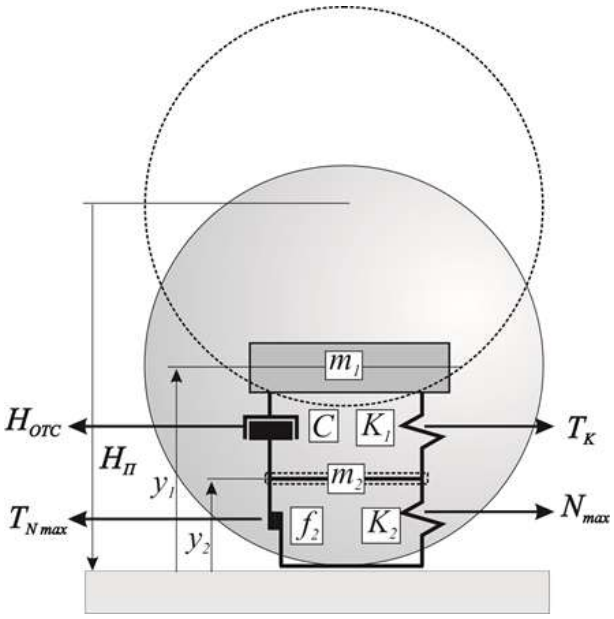


Рис. 1. Схема модели

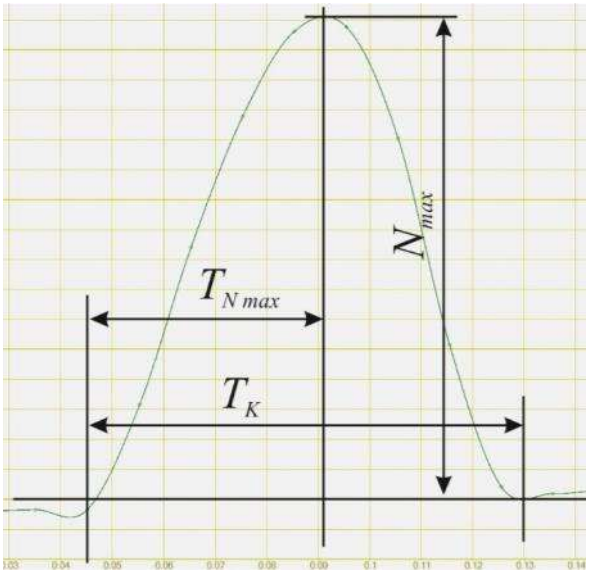


Рис. 2. Экспериментальный график изменения силы удара

Рассмотрим методику более подробно. В процессе эксперимента свободно падающим стальным индентором шарообразной формы наносится удар по образцу исследуемого материала. С помощью датчика ускорения фиксируются динамические параметры ударного взаимодействия. Датчик закрепляется на инденторе. Измерительное оборудование и соответствующее программное обеспечение записывает график изменения ускорения ударного взаимодействия a при двух последовательных ударах (второй удар происходит после отскока при первом ударе). Из него определяются все необходимые экспериментальные данные: время удара T_K и время между первым и вторым ударом (высота отскока $H_{ОТС}$), максимальная величина ускорения (силы) ударного взаимодействия индентора N_{MAX} и время, соответствующее максимальной величине силы $T_{N\max}$ (рис.2). Сила ударного взаимодействия рассчитывается по формуле $N = m_1 a$.

Далее выполняется расчет на модели с помощью разработанной программы. В результате расчета подбираются такие значения параметров модели, при которых динамика процесса ударного взаимодействия на расчетной модели соответствует экспериментальным данным.

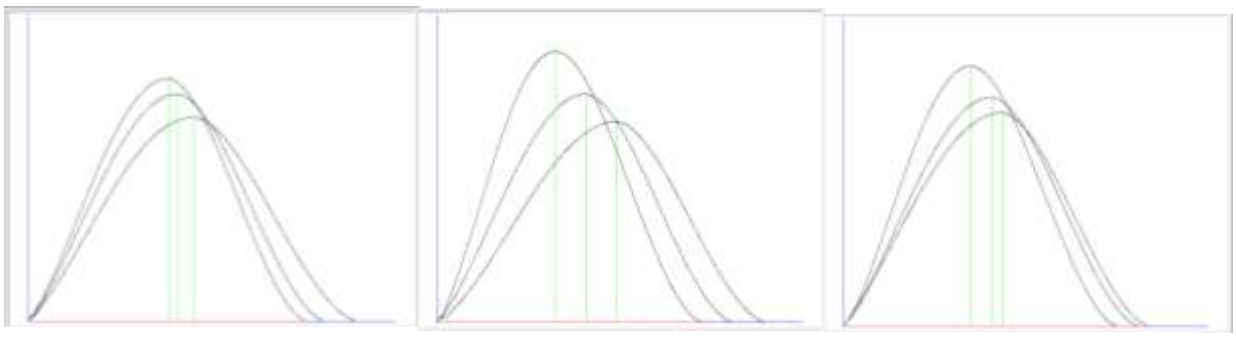
1. Варьируют численное значение коэффициента жесткости K_1 добиваясь совпадения расчетного и экспериментального значений времени удара T_K.

2. Варьируют численное значение коэффициента сдвига f_2 добиваясь совпадения расчетного и экспериментального значений времени, соответствующего максимальному значению силы ударного взаимодействия индентора $T_{N\max}$.

3. Варьируют численное значение коэффициента жесткости K_2 добиваясь совпадения расчетного и экспериментального значений максимальной величины силы ударного взаимодействия индентора N_{MAX}.

4. Варьируют численное значение коэффициента вязкости C добиваясь совпадения расчетного и экспериментального значений высоты отскока индентора $H_{ОТС}$.

Следует иметь в виду, что при изменении величины любого из упруго-вязко-пластичных параметров модели (K_1, f_2, K_2) одновременно изменяются все параметры ударного процесса (T_K, $T_{N\max}$, N_{MAX}). Это видно из диаграмм на рис.3. Поэтому при разработке методики был выполнен комплекс исследований, в результате которых определена значимость влияния каждого параметра модели на динамику ударного взаимодействия модели и величины T_K, $T_{N\max}$, N_{MAX} [6].



Таким образом, подбираются такие значения параметров модели, при которых динамика процесса ударного взаимодействия на расчетной модели соответствует экспериментальным данным.

Литература

1. Лапшин В.Л. Исследование вязкого элемента упруго-вязко-пластичной модели / В.Л. Лапшин, А.В. Глухов // Системы. Методы. Технологии. № 4 (12). – Братск: Изд. Братского гос. унив. – 2011. – С. 14-19.

2. Лапшин В.Л. Регрессионный анализ силы ударного взаимодействия упруго-вязко-пластичной механореологической модели / В.Л. Лапшин, А.В. Глухов // Вестник ИрГТУ. – Иркутск, 2011. – №10(57). – С.44-49.

3. Лапшин В.Л. Исследование остаточных деформаций при ударном взаимодействии упруго-вязко-пластичной механореологический модели / В.Л. Лапшин, А.В. Глухов // Современные технологии, системный анализ, моделирование. Науч. журнал. Вып. 4 (32). – Иркутск: ИрГУПС, 2011. – С. 39-45.

4. Способ определения модуля упругости материала // Лапшин В.Л., Рудых А.В., Глухов А.В. Патент № 2526233 РФ, МПК G 01 N 3/48. Опубл. 20.08.14, бюл. № 23.

5. Определение упругих свойств материала ударным способом на основе компьютерного моделирования механического поведения материала / В.Л. Лапшин, А.В. Глухов, А.В. Рудых // Сборник материалов VI международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN - 2015. – М.: ИМЕТ РАН, 2015, С.885-887.

6. Исследование влияния упруго-вязко-пластичных элементов механореологический модели на параметры ее ударного взаимодействия / В.Л. Лапшин, А.В. Глухов // Материалы 65-ой Всероссийской научно-технической конференции СибАДИ. Книга 1.– Омск: СибАДИ. – 2011. – С.54-59.

****

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И СВОБОДНЫЙ ОБЪЕМ В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Ломаев С. Л., Васильев Л. С.

Физико-технический институт УрО РАН, Россия, Ижевск.

e-mail: lomaevst@yandex.ru

Нанокристаллические материалы (наноматериалы), полученные в процессах экстремальных механических воздействий (механосплавление, равноканальное угловое прессование и т.п.) имеют некоторое увеличение объема на единицу массы по сравнению с монокристаллами того же химического состава. Измеряемое приращение объема δV принято называть избыточным или свободным объемом, его величина зависит от среднего размера нанокристаллитов. Свободный объем может существенно влиять на кинетические и термодинамические свойства наноматериалов. К примеру, в наноматериалах значительно увеличена скорость процессов массопереноса, существенно повышена растворимость примесей и легирующих элементов, фиксируется образование метастабильных фаз и химических соединений, существование которых в монокристаллах невозможно, наблюдаются аномалии некоторых физико-механических свойств наноматериалов.

Причину столь существенного изменения свойств наноматериалов легко установить, если заметить, что многие из этих свойств структурно зависимы. Единственным же существенным структурным отличием наноматериалов от монокристаллов является наличие в них плотной системы межкристаллитных границ. Таким образом, большинство свойств наноматериалов следует связывать со свойствами содержащихся в них систем границ. При этом наиболее ясно влияние межкристаллитных границ может проявляться в изменении свойств однокомпонентных материалов.

С термодинамической точки зрения возникновение у наноматериалов свободного объема не случайно, поскольку в рамках термодинамического описания поверхностных явлений предполагается, что границы раздела могут иметь собственный избыточный объем. В этом случае, очевидно, что свободный объем наноматериалов должен быть пропорционален общему количеству межкристаллитных границ. Учитывая это обстоятельство, помощью известных экспериментальных данных по измерению свободного объема в металлических наноматериалах со средним значением размера нанокристаллитов $D \approx 200\ nm$, можно показать, что величина свободного объема в нанокристаллических материалах с $D \le 10\ nm$ может достигать значений δV ~ (1 – 3)%.

Межкристаллитные границы существенно изменяют локальную атомную плотность материалов и, тем самым, вносят необратимые объемные деформации в кристаллическую решетку. В наноматериалах эти деформации могут вызвать значительные по величине внутренние напряжения. При большой объемной доле межкристаллитных границ, изменения атомной плотности и внутренние напряжения будут давать существенный вклад в термодинамические потенциалы, определяя отличия свойств наноматериалов от свойств монокристаллов.

Необратимые изменения атомной плотности, вносимые системой межкристаллитных границ, не измеряются экспериментальными методами. Однако они должны давать вклад в величину свободного объема наноматериалов, поскольку он характеризует необратимые объемные изменения, возникающие у материалов в результате интенсивного пластического деформирования. Это означает, что между величиной внутренних напряжений и свободным объемом может существовать зависимость, которую было бы удобно использовать для экспериментальных исследований напряженного состояния наноматериалов.

Цель работы состоит в определении аналитической зависимости характеристик напряженного состояния однокомпонентных нанокристаллических материалов от величины свободного объема.

Статистическое определение поля внутренних напряжений и свободного объема в нанокристаллических материалах

Структуру однокомпонентного наноматериала можно определить набором основных макроскопических параметров: количеством атомов n_a, средним значением размера кристаллита D, совокупностью величин χ, задающих параметры текстуры и т.п. В рамках этого определения можно получить практически неограниченное количество образцов, отличающихся по форме, размерам и ориентациям содержащихся в них нанокристаллитов. Один из возможных путей получения таких образцов состоит в следующем.

Объем любого монокристалла можно мысленно разбить на более мелкие нанообъемы, например, полиэдры Бернала или многогранники Вороного-Делоне, удовлетворяющие макроскопическим параметрам наноматериала. Зафиксировав это разбиение, в каждом из многогранников можно произвольно изменить кристаллографическую ориентацию кристаллитов, сохранив сплошность материала. В результате будет получен образец, имеющий одну из возможных реализаций требуемой нанокристаллической структуры.

Можно подсчитать общее количество образцов N_C, представляющих макроскопически изотропный наноматериал. Для этого заметим, что на n_a узлах кристаллической решетки можно построить $N_{Gb} \sim n_a^2$ межкристаллитных границ разного типа. Количество же граней в огранке наноматериала равно:

$$N_b \approx 3V / D^3 \approx 3n_a a^3 / D^3. \qquad (1)$$

Здесь V – объем наноматериала, a - параметр решетки. У большинства наноматериалов $D \le 100\,\text{nm}$, поэтому при $V = 10^{-6}\,\text{m}^3$ $N_b \ge 10^{15}$. Поскольку $N_{Gb} >> N_b$, значение N_C по порядку

величины совпадает с общим количеством различных комплектов межкристаллитных границ, каждый из которых полностью заполняет все грани наноструктуры:

$$N_C \sim \frac{N_{Gb}!}{(N_{Gb}-N_b)!N_b!} >> N_{Gb}. \quad (2)$$

Выбор этих комплектов ограничен только условиями механического равновесия фасеток в стыках нанокристаллитов, в остальном же он произволен. Из приведенных оценок следует, что исследование связей поля внутренних напряжений с величиной свободного объема в наноматериалах требует статистического описания. В рамках этого описания системы границ могут вносить в наноматериал свободный объем, который определим соотношением:

$$V_f = \left\langle \int dV \varepsilon_V(\mathbf{r}) \right\rangle_S = \left\langle V \left\langle \varepsilon_V(\mathbf{r}) \right\rangle_V \right\rangle_S. \quad (3)$$

Угловые скобки $\langle ... \rangle_V$ и $\langle ... \rangle_S$ обозначают взятие среднего по всему объему наноматериала и по статистическому ансамблю, описывающему распределение межкристаллитных границ по образцам, $\varepsilon_V(\mathbf{r})$ - стохастическое поле дилатации, генерируемого системой межкристаллитных границ.

Флуктуации внутренних напряжений в наноматериалах

При использовании нелинейной теории, описывающей зависимость упругих постоянных наноматериалов от необратимой объемной деформации, в работе получено соотношение, связывающее флуктуации давления в наноматериалах с его удельным свободным объемом ε_{Nm}:

$$\left\langle \delta p^2 \right\rangle^{1/2} \approx K_0 \{\varepsilon_{Nm} \upsilon_{Gb} / \gamma\}^{1/2}. \quad (4)$$

Здесь K_0 – модуль изотермического сжатия недеформированной среды, γ - постоянная Грюнайзена, υ_{Gb} – объемная доля границ в наноструктуре. Поскольку величина давления определяется как среднее арифметическое значение диагональных компонент тензора напряжений, выражение (4) представляет удобную статистическую оценку напряженного состояния нанокристаллических материалов. Подстановка численных значений $\varepsilon_{Nm} \approx 0.02$, $\upsilon_{Gb} \approx 0.25$ для нанокристаллического железа дает: $\left\langle \delta p^2 \right\rangle^{1/2} \approx 8.5 \cdot 10^9$ Pa. Для сравнения приведем значение теоретического и макроскопического пределов прочности железа: $\sigma_{Th} \approx 2 \cdot 10^{10}$ Pa, $\sigma_{Fr} \approx 5 \cdot 10^8$ Pa соответственно.

Выводы

1. Упругие свойства и характеристики напряженного состояния однокомпонентных наноматериалов полностью определяются величиной свободного объема.

2. Флуктуации внутренних напряжений в наноматериалах могут существенно превышать значения макроскопического предела прочности.

Работа выполнена по НИР рег. № АААА-А17-117022250038-7 при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект №15-6-2-16

****

ВЛИЯНИЕ СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ЧАСТИЦАХ НАНОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ

Мостовщиков А.В., Ильин А.П., Чумерин П.Ю., Захарова М.А.
Россия, Томский политехнический университет, avmost@tpu.ru

THE INFLUENCE OF THE MICROWAVE RADIATION ON THE MECHANICAL STRESS IN ALUMINUM NANOPARTICLES

A.V. Mostovshchikov, A.P. Ilyin, P.Yu. Chumerin, M.A. Zakharova

The influence of microwave radiation (frequency 2.8 GHz, power density 8 kW/cm^2, spacing frequency 25 and 50 Hz) on the microstress in aluminum nanopowder was investigated. It was founded that microstress in aluminum nanopowder crystal lattice is increased after decreasing of spacing frequency.

Possibly, it connected with disjoining pressure (Rehbinder effect) on the grain boundaries in aluminum nanoparticles.

Нанопорошки металлов находят применение в различных отраслях техники [1]. Вместе с тем, актуальным является исследование высокоэнергетических излучений на наноматериалы, так как подобные воздействия модифицируют физико-химические свойства наноматериалов, в частности, нанопорошка алюминия [2, 3]. Ранее установлено, что воздействия электронных пучков [2] и СВЧ-излучения [3] изменяют термохимические свойства нанопорошка алюминия. Кроме того, известно, что при воздействии электрического и магнитного полей на нанопорошок алюминия в процессе горения, в продуктах сгорания образуются структуры с микронапряжениями [4]. В то же время известно, что на структурном уровне кристаллическая решётка исходного нанопорошок алюминия находится в напряженно-деформированном состоянии [5]. Поэтому особый интерес представляет изучение влияния высокоэнергетических излучений на величины микронапряжений в исходных нанопорошках металлов. Целью настоящей работы являлось изучение влияния СВЧ-излучения на величину напряжений в нанопорошке алюминия после облучения.

В работе был использован электровзрывной нанопорошок алюминия, среднеповерхностный размер частиц которого составлял 120 нм. Порошки были слабо агломерированы. Содержание примесей других металлов не превышало 2 мас. %. Для облучения порошков использовали экспериментальный стенд, схема которого приведена в работе [3]. Частота СВЧ-излучения составляла 2,8 ГГц, частота следования импульсов 25 Гц и 50 Гц, плотность мощности излучения не превышала 8 кВт/см^2. Интегральное значение введенной в образец энергии составляло 100 Дж. После облучения образцы подвергали рентгеноструктурному анализу в условиях симметричной съемки (геометрия Брегга-Брентано) с использованием дифрактометра Shimadzu XRD 7000 (излучение CuK_α): для определения параметров кристаллической структуры использовали международную картотеку ASTM (каталог PDF4+). Для обработки полученных данных использовали программный пакет PowderCell 2.4.

Согласно обработанным данным рентгеноструктурного анализа, в исходном нанопорошке алюминия параметр решётки составлял 0,40498 нм, напряжения второго рода составляли 178 МПа. После воздействия СВЧ-излучения с частотой следования импульсов 50 Гц параметр решётки составлял 0,40493 нм, а величина напряжений второго рода составляла 178 МПа. В то же время при действии СВЧ-излучения с частотой следования импульсов 25 Гц значения соответствующих величин составляли 0,40497 нм и 194 МПа соответственно.

Таким образом, экспериментально установлено, что уменьшение частоты следования импульсов приводит к росту микродеформаций кристаллической решётки в облученном нанопорошке алюминия. В то же время увеличение частоты следования импульсов приводит к изменению параметров кристаллической решётки при неизменном значении напряжений второго рода. По-видимому, СВЧ-излучение приводит к увеличению расклинивающего давления (эффект Ребиндера), обусловленного наличием сорбированной воды на поверхности наночастицы и атомарного водорода на межзеренных границах в наночастице алюминия. Предложенный механизм требует дальнейшего изучения.

Работа выполнена при поддержке Государственного задания «Наука», проект № 11.1928.2017/4.6.

Литература

1. Назаренко О.Б. Электровзрывные нанопорошки: получение, свойства, применение. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 2005. – 148 с.

2. Ильин А.П., Роот Л.О., Мостовщиков А.В. Повышение запасенной энергии в нанопорошках металлов // ЖТФ. – 2012. – Т. 82. Вып. 8. – С. 140-142.

3. Мостовщиков А.В., Ильин А.П., Чумерин П.Ю., Юшков Ю.Г., Ваулин В.А., Алексеев Б.А. Влияние СВЧ-излучения на термическую стабильность нанопорошка алюминия // Письма в ЖТФ. – 2016. – Т. 42. Вып. 7. – С. 17-22.

4. Ильин А.П., Мостовщиков А.В., Пак А.Я. Влияние однородных магнитного и электрического полей на микроструктурные и субструктурные характеристики продуктов сгорания нанопорошка алюминия в воздухе // ЖТФ. – 2016. – Т. 86. Вып. 12. – С. 95-98.

5. Мостовщиков А.В., Ильин А.П., Захарова М.А. Запасание энергии нанопорошком алюминия в напряженно-деформированном состоянии кристаллической решетки // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. – 2016. – Т. 327. № 2. – С. 77-80.

****

РОЛЬ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ В СОПРОТИВЛЕНИИ ПРОХОЖДЕНИЮ ФИЗИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УСТАЛОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Мыльников В.В. [1], Шетулов Д.И.[2], Кондрашкин О.Б. [1], Пронин А.И.[3], Чернышов Е.А. [2]

[1]*Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,*
mrmylnikov@mail.ru

[2]*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,*
shetulov@mail.ru

[3]*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,*
mdsov@knastu.ru

THE ROLE OF THE ENERGY OF PACKING DEFECT IN THE RESISTANCE TO THE PASSAGE OF THE PHYSICAL PROCESS OF LOCALIZED PLASTIC DEFORMATION ON THE FATIGUE OF METALS

Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Kondrashkin O.B., Pronin, A.I., Chernyshov E.A.

Researched cylindrical samples of metals with different crystal structure and energy of packing defect on fatigue in a wide range of frequencies of loading. It is shown that the higher the energy of the defect in the packing, the more advanced the cross slide in the zone of localization of plastic deformation and the steeper the slope of the fatigue curves, and, consequently, lower cyclic strength and durability of metals. The materials with high energy of packing defect is observed a decrease in the slope of fatigue curves with increasing frequency of loading, with the exception of zinc, a material with low energy show the opposite pattern. The increase in fatigue strength with decreasing or increasing frequency of loading leads almost always to a reduction of the angle of inclination of fatigue curve to the axis of the number of cycles.

Исследовали цилиндрические образцы диаметром 2 и 5 мм из металлов с различным типом кристаллического строения и энергией дефекта упаковки (γ) на усталость в широком диапазоне частот нагружения (ω) по схеме консольного изгиба с вращением. Повреждение поверхности оценивалось по изменению микроструктуры материала под действием циклических напряжений. В качестве оценочной характеристики служили полосы скольжения, возникающие на шлифе образца из зоны наибольших напряжений [1]. Количественной оценкой сопротивления усталости являлся наклон левой ветви кривой усталости к оси циклов (tg αw).

Повреждаемость активного слоя и собственно поверхности описывается выражением вида:

$$U_{\text{пс}} = \frac{\tau B_{\text{ду}} - U_{\text{п}} K_j}{K_j}\left[\frac{\tau B_{\text{ду}}}{\tau B_{\text{ду}} - U_{\text{п}} K_j} - e^{-K_{Ay} K_j j}\right], \quad (1)$$

где Uп.с – параметр повреждаемости активного слоя поверхности; τ – напряжение, действующее на петлю дислокации; Вд.у – площадь дефекта упаковки; Uп – энергетический порог повреждаемости поверхностного слоя; Kj – параметр, связанный обратной зависимостью с поперечным размером (толщиной) поверхностного слоя j; КАу – параметр, определяющий сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации, параметр упрочнения материала поверхностного слоя.

Чем меньше ω, тем меньше скорость деформации и тем меньше сопротивление среды прохождению процессов разупрочнения (меньше параметр КАу), то есть разупрочнение происходит легче, чем упрочнение. Природа возникновения широких полос связана с поперечным скольжением [2-4], энергия активизации которого обратна энергии дефекта упаковки (γ). Чем ниже γ, тем больше материал способен к деформационному упрочнению, сопротивление среды прохождению физического процесса пластической деформации становится выше.

Стало быть, $K_{Ay\gamma_1} > K_{Ay\gamma_2}$ при γ1 < γ2. Величина энергии дефекта упаковки определяет интенсивность поперечного скольжения, которое приводит к накоплению усталостных повреждений в полосах скольжения. Это обстоятельство снижает параметры сопротивления усталости материала в виде увеличения наклона кривой усталости, приводящего к уменьшению количества циклов до разрушения.

На рисунке 1 представлены экспериментальные результаты испытанных металлов с различным типом кристаллического строения и энергией дефекта упаковки с учетом изменения показателя сопротивления усталости в виде наклона левой ветви кривой усталости в зависимости от частоты циклического нагружения.

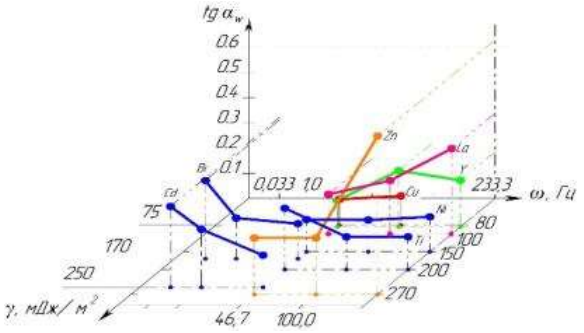


Рис. 1. Связь показателя сопротивления усталости tgαw при изменении частоты циклов нагружения ω с учетом энергии дефекта упаковки γ

Вывод:

Чем выше энергия дефекта упаковки, тем сильнее развито поперечное скольжение в зоне локализации пластической деформации и тем круче наклон кривых усталости, а следовательно, ниже циклическая прочность и долговечность металлов. У материалов с высокой энергией дефекта упаковки наблюдается уменьшение наклона кривых усталости с увеличением частоты нагружения, за исключением цинка, а материалы с низкой энергией показывают обратную картину. Увеличение усталостной прочности с уменьшением или увеличением частоты нагружения приводит, почти всегда, к уменьшению угла наклона кривой усталости к оси количества циклов.

Литература:

1. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic Loading Frequency // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2013. Vol. 54. P. 229–233.

2. Shetulov D.I., Kravchenko V.N., Myl'nikov V.V. Predicting the Strength and Life of Auto Parts on the Basis of Fatigue Strength // Russian Engineering Research. 2015. Vol. 35. P. 580–583.

3. Shetulov D.I., Andreev V.V, Myasnikov A.M. Dislocation Model of Nucleation and Development of Slip Bands and Their Effect on Service Life of Structural Materials Subject to Cyclic Loading // Physics of atomic nuclei. 2015. Vol. 78. P. 1374-1381.

4. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Speed Effect upon Varying the Cyclic Loading Frequency for Certain Pure Metals // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2015. Vol. 56. No. 6. P. 627–632.

5. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in faktors of fatigue resistance for som pure metals as a function of the freguensy of loading sycles // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2010. Vol. 51. P. 237–242.

****

ГОМОЛОГИЧЕСКАЯ ТЕМПЕРАТУРА КАК ОТКЛИК НА ПАРАМЕТРАХ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЧАСТОТЫ НАГРУЖЕНИЯ

Мыльников В.В. [1], Шетулов Д.И. [2], Кондрашкин О.Б. [1], Пронин А.И. [3], Чернышов Е.А. [2]

[1]Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,
mrmylnikov@mail.ru

[2]Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,
shetulov@mail.ru

[3]Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,
mdsov@knastu.ru

HOMOLOGOUS TEMPERATURE AS A RESPONSE TO THE PARAMETERS OF THE FATIGUE RESISTANCE WHEN THE FREQUENCY OF LOADING

Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Kondrashkin O.B., Pronin, A.I., Chernyshov E.A.

The experimental results of the tested metals with different types of crystal lattice in the form of dependence of change of resistance of the fatigue slope of the left branch of the fatigue curve, frequency of loading cycles and homologous temperature. The mapped values of the homologous temperature change indicators of fatigue resistance and frequency cyclic loading.

Исследованию были подвержены цилиндрические образцы диаметром 2 и 5 мм из металлов с различным типом кристаллической решетки и значениями гомологической температуры (θ) на усталость в широком спектре частот нагружения (ω) по схеме изгиба вращающегося образца. Повреждение поверхности оценивалось по изменению микроструктуры материала под действием знакопеременных напряжений. В качестве оценочной характеристики служили полосы скольжения, возникающие на шлифе образца из зоны наибольших напряжений [1]. Количественной оценкой сопротивления усталости являлся наклон левой ветви кривой усталости к оси циклов (tg α_w) [2-3].

Гомологическая температура определяется отношением:

$$\Theta = \frac{Ton.}{Tпл.}, \quad (1),$$

где $T_{оп}$ = $t_{оп}$+273 °С, - температура опыта, т.е. температура при которой проводился эксперимент, К; $T_{пл}$ = $t_{пл}$+273 °С - температура плавления металла, К.

Испытания проводили при комнатной температуре, поэтому согласно (1), при одинаковой температуре эксперимента гомологическая температура различных металлов будет существенно отличаться.

С увеличением частоты циклов (ω) увеличивается скорость деформации. Скоростной эффект, когда при условии $\omega_2 > \omega_1$ напряжение $\sigma_{\omega 2}$ всегда больше $\sigma_{\omega 1}$ (за исключением случаев, относящихся к деформационному старению), наблюдается у всех испытанных металлов, но в разной степени [4]. Чем выше гомологическая температура испытания (Θ), тем сильнее должен быть выражен скоростной эффект, т.е. изменение частоты циклического нагружения более существенным образом скажется на показателях сопротивления усталости. С ростом температуры плотность полос скольжения возрастает (скоростной эффект усиливается), т. е. поперечное скольжение увеличивается. Наклон кривых усталости с ростом температуры растет. Однако, следует иметь ввиду, что при предплавильной температуре влияние скорости на напряжение может становиться слабее. В этом случае долговечность определяется ползучестью, которая связана, как известно, со временем, а не с числом циклов нагружения.

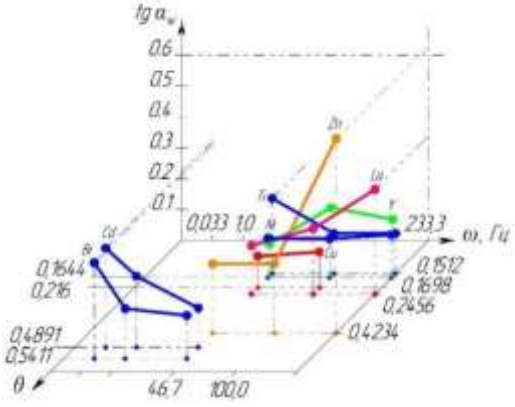


Рис. 1. Связь показателя сопротивления усталости $tg\alpha_w$ при изменении частоты циклов нагружения ω и гомологической температуры Θ

На рисунке 1 представлены экспериментальные результаты испытанных металлов с различным типом кристаллической решетки в виде зависимости изменения показателя сопротивления усталости - наклона левой ветви кривой усталости, частоты циклов нагружения и гомологической температуры.

Сопоставление значений гомологической температуры с изменением показателей сопротивления усталости и частоты циклического нагружения дает возможность характеризовать влияние Θ более или менее предсказуемо на $tg\alpha_w$ только в области значений около 0.5 в диапазоне низких частот. В области значений ниже 0.4 очевидно неоднозначное проявление Θ обусловленное конкурирующими физическими процессами в структуре материала.

Литература:

1. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Investigation into the Surface Damage of Pure Metals Allowing for the Cyclic Loading Frequency // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2013. Vol. 54. P. 229–233.

2. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Variation in faktors of fatigue resistance for som pure metals as a function of the freguensy of loading sycles // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2010. Vol. 51. P. 237–242.

3. Shetulov D.I., Kravchenko V.N., Myl'nikov V.V. Predicting the Strength and Life of Auto Parts on the Basis of Fatigue Strength // Russian Engineering Research. 2015. Vol. 35. P. 580–583.

4. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Speed Effect upon Varying the Cyclic Loading Frequency for Certain Pure Metals // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2015. Vol. 56. No. 6. P. 627–632.

****

МОДЕЛЬ ПРОХОЖДЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКА В ГРАДИЕНТНОМ МАТЕРИАЛЕ

Сарычев В.Д. , Невский С.А., Грановский А.Ю., Громов В.Е.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, nevskiy.sergei@yandex.ru

MODEL OF ULTRASONIC TRANSIT IN GRADIENT MATERIAL

Sarychev V.D. Nevskii S.A. Granovskii A.Yu, Gromov V.E.

Russia, Siberian State Industrial University, nevskiy.sergei@yandex.ru

Solved two-dimensional dynamic theory of elasticity of waves excited at the upper boundary layer with a normal source stress. The calculation based on the displacement field on the boundary layer from time to time. The results are used in the analysis of the ultrasonic control layer sensors target size.

Рассмотрим задачу о движении волн испускаемым источником, который имеет конечный радиус действия *r*. Приемник волн находится в точке М на конечном расстоянии *L*. Запишем уравнения движения, используя безразмерные переменные: $(\bar{x},\bar{z})=(x,z)/h,\ \bar{t}=c_1 t/h,(\bar{u},\bar{w})=(u,w)/h,$

$(\bar{\sigma}_z,\bar{\sigma}_x,\bar{\tau})=(\sigma_z,\sigma_x,\tau)/(c_1^2\rho).$ В этих переменных закон Гука и уравнения движения примут вид:

$$\sigma_x=\frac{\partial u}{\partial x}+(1-2c^2)\frac{\partial w}{\partial z},\sigma_z=(1-2c^2)\frac{\partial u}{\partial x}+\frac{\partial w}{\partial z},\tau=c^2\left(\frac{\partial u}{\partial z}+\frac{\partial w}{\partial x}\right);$$

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}+(1-c^2)\frac{\partial^2 w}{\partial x\partial z}+c^2\frac{\partial^2 u}{\partial z^2}-\frac{\partial^2 u}{\partial t^2}=0, \qquad (1)$$

$$c^2\frac{\partial^2 w}{\partial x^2}+(1-c^2)\frac{\partial^2 u}{\partial x\partial z}+\frac{\partial^2 w}{\partial z^2}-\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}=0.$$

где $c^2=\frac{c_2^2}{c_1^2},c_1^2=\frac{2\mu+\lambda}{\rho},c_2^2=\frac{\mu}{\rho}$, λ и μ – постоянные Ламе, ρ – плотность материала. Условия на границе слоев будут иметь вид:

$$z=1:\ \sigma_z=-\frac{1}{\pi}\frac{\delta}{\delta^2+x^2}\big(\Theta(t)-\Theta(t-T_0)\big),\sigma_{xz}=0; \qquad (2)$$

$$z=-1:\quad \sigma_z=\sigma_{xz}=0.$$

Где Θ – функция Хэвисайда, T_0 – время действия сигнала. Для решения задачи был применен метод конечных элементов. Результаты расчетов для различных значений толщины пластины представлены на рисунке 1. Их анализ показывает, что для пластин толщиной 50 мм наблюдается картина соответствующая, распространению волн Рэлея (рисунок 1а). При уменьшении толщины слоя (рисунок 1 б) ситуация усложняется. Наблюдаемая волновая картина является следствием наложения бегущего импульса и многократно отраженных от нижней границы волн. Отметим также, что после окончания действия импульса в пластине толщиной 3 мм (рисунок 1 в) скорость перемещения стабилизируется в области отрицательных значений вблизи значения – 0,015, тогда как на расстоянии 2d от источника в начале наблюдается усиление в области положительных значений в интервале 1,5 < t < 2 мкс, а затем спад до значения 0,01 при t > 2,5 мкс. Это говорит о том, что помимо поверхностных волн, в материале наблюдаются объемные волны Лэмба.

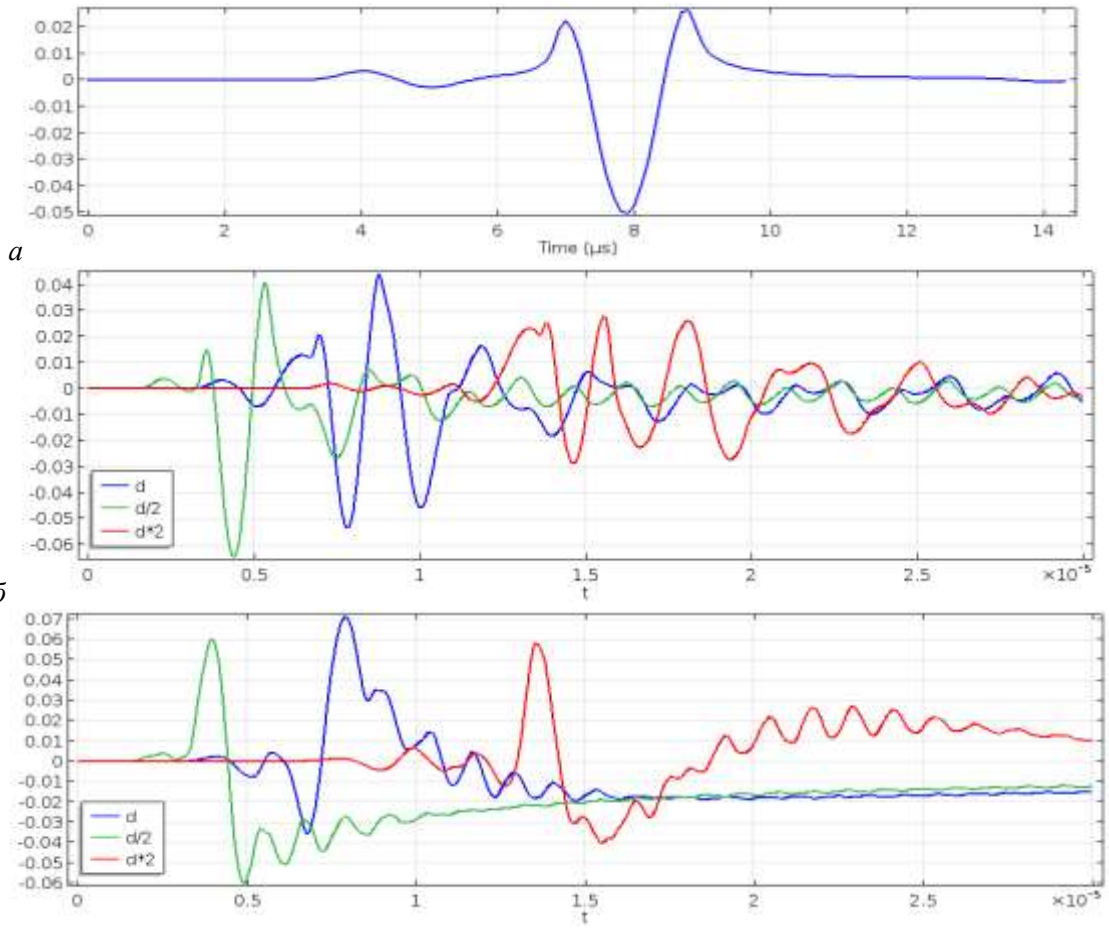
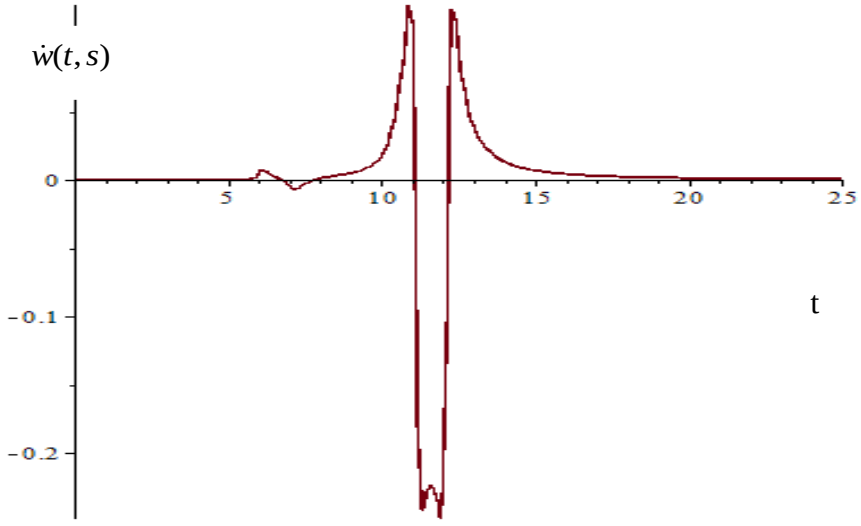


Рис 1. Результаты расчета полей скоростей для пластины толщиной 50 мм (а), 10 мм (б), 3 мм (в)

Помимо метода конечных элементов был применен метод интегральных преобразований Фурье и Лапласа. Применяя их к (1) и (2) и преобразовывая, получим распределение поперечной компоненты вектора скорости смещения в точке приема волн. Наблюдаемая на рисунке 2 картина подобна распределению смещений в толстой пластине.



Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ проекта 15-19-00065)

****

ИЗМЕНЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ГОФРИРОВАННЫХ PT ФОЛЬГ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Обидов Б.А., Анкудинов А.В., Бутенко П.Н., Корсуков В.Е. Корсукова М.М, Левицкий В.С.
Ioffe Institute, St. Petersburg, Russia
Barzu.Obidov@mail.ioffe.ru

CHANGES OF THE SURFACE RELIEFE OF RE-CRYSTALLIZED RIPPLED PT FOILS UNDER TENSILE STRESS

Obidov B.A., Ankudinov A.V., Butenko P.N., Korsukov V.E., Korsukova M.M., Levitskii V.S.

We investigated the formation of surface nanostructures at the heating and "tension-compression" cycles of rolled thin platinum foils in UHV. The surface was characterized by LEED, AES, AFM, optical microscopy and micro Raman spectroscopy (MRS). Quantitative characterization of the surface relief was made by fractal analysis. About 95% of the Pt foil surface was made by close packed Pt (111) face with unidirectional rippled multi-scale relief. It was found that the foil surface is fractal and anisotropic. Besides, at the foil surface near the clips of the sample holder (about 5% of the surface area) the surface groups of micro crystals with sizes about 10μm were observed. Thus, at the present experimental conditions, impact micro diamonds and diamond like carbon are formed.

Нами были получены поверхности рекристаллизованных тонких Pt фольг с однонаправленным гофрированным нанорельефом, способные служить основой для изготовления мультимасштабных дифракционных решеток. Такие изделия могут работать в диапазоне от ультрафиолета до инфракрасной области, устойчивы к высоким температурам, к различным агрессивным средам и радиации [1]. Изучение изменения поверхности этих наноструктур при механическом нагружении важно, как для понимания поведения конкретных материалов – решеток, так и для определения признаков разрушения и критических деформаций твердых тел в общем [2].

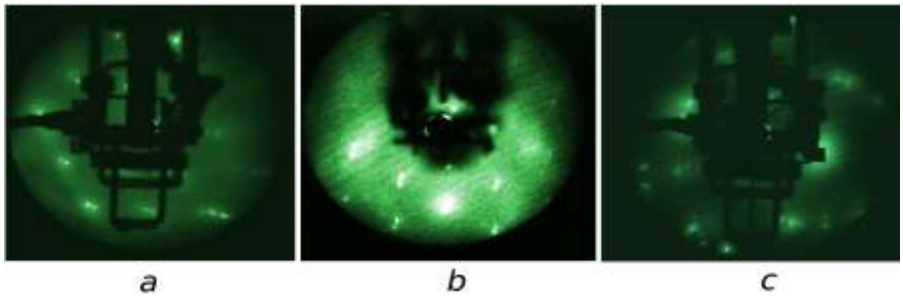
Целью данной работы являются исследование влияния механического растяжения на атомную структуру и рельеф поверхности рекристаллизованных гофрированных фольг Pt.

Образцы рекристаллизованных гофрированных фольг Pt получались по методике, описанной в [3], имели размеры: длина 30mm, ширина 3mm, толщина 20μm. В дополнение примененной методике, заметим, что по данным моделирования температурного распределения в образце, проведенного нами, температура около зажимов была на 300 – 500 градусов ниже, нежели в центральной его части.

На рис.1 представлены картины дифракции гофрированных поверхностей в свободном состоянии (a) и под нагрузкой (b, c). Анализ картины ДМЭ (рис.1a) показал, что после рекристаллизации поверхность фольги состоит из плотноупакованной грани Pt (111) с разориентацией поверхностных микрокристаллов не более 1°. Уширение рефлексов на рис.1(a, b) мы относим за счет сегрегированного графита на поверхности при выходе растворенного углерода из объема на поверхность при рекристаллизации. На рис.1b показана картина дифракции при напряжении на образце 50MPa, видно, что рефлексы размываются. При увеличении нагрузки до 70MPa, (рис.1c), образец находится в предразрывном состоянии (образование магистральной трещины), картина ДМЭ пропадает. Размытие рефлексов и исчезновение картины дифракции свидетельствует о развороте структурных блоков на поверхности Pt. Это может быть одним из признаков предстоящего разрыва образца.

На рис.2a приведено типичное АСМ изображение гофрированной поверхности Pt фольги. Такие топограммы получены от ~95% площади образца (оценено с помощью оптической микроскопии). Видно, что поверхность анизотропна, она покрыта разномасштабными гофрами. Оценка фрактальной размерности (метод “box counting”) дает значение 2,4. После приложения нагрузки рельеф поверхности, становится изотропным (рис.2b).

Рис.1. Картины ДМЭ от образца: a — после циклов динамической рекристаллизации, b — под напряжением 50MPa, c — под напряжением 70MPa.



Топограммы поверхностей в области зажимов (~5% площади образца) выявили скопления микрокристаллов, которые, по нашему мнению, являются алмазами и алмазоподобным углеродом. Это подтвердили наши исследования методом МРС. Получены пики алмаза (1332cm-1), и алмазоподобного углерода (1336cm^{-1} и 1600cm^{-1}) [4]. Известно, что поверхность Pt может содержать от 5 до 25 at.% углерода [5]. В целом, алмазы и подобные углеродные структуры могут получаться при определенных условиях, одно из которых — определенный температурный режим [6]. Существенным фактором, повышающим эту вероятность, является механическая очистка поверхности образцов, в нашем случае, микроцарапание [7]. Вместе с тем отметим, что в наших экспериментах температура образца в месте образования микрокристаллов была существенно ниже.

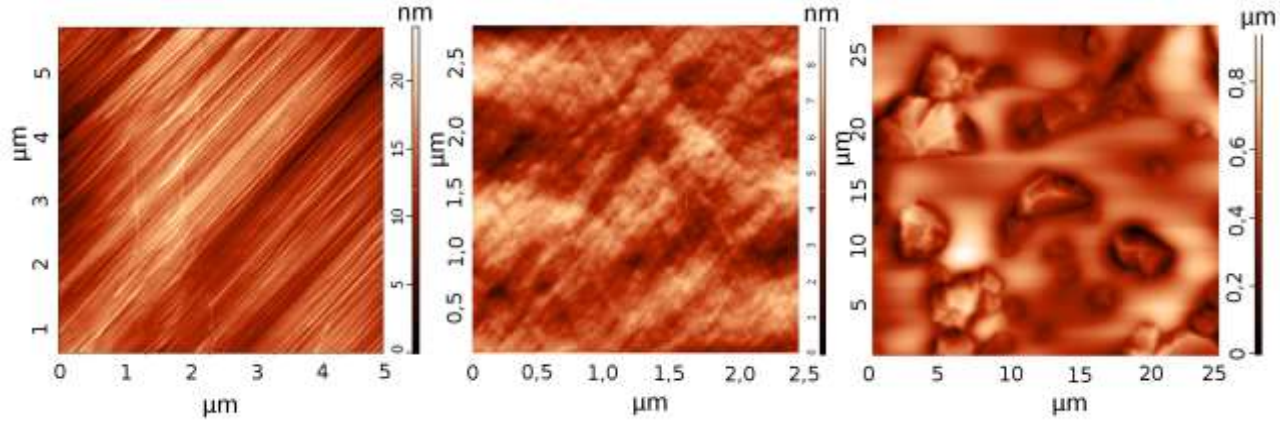


Рис.2. АСМ изображения: a — динамически рекристаллизованной поверхности, b — большей части поверхности в предразрывном состоянии, c — алмазы и алмазоподобные кристаллы.

Предстоящее разрушение образца характеризуется разворотом блоков плотноупакованной грани Pt (111) совместно с изменением характера микрорельефа поверхности от анизотропного к изотропному. Обнаруженные микрокристаллы алмаза и алмазоподобного углерода, возникающие при определенных условиях, могут выступать в качестве защитного покрытия полученных нами мультимасштабных дифракционных решеток.

Литература

1. Korsukov V. E., Malygin G. A., Korsukova M. M., Nyapshaev I. A., and Obidov B. A. Fabrication of rippled surfaces for diffraction gratings by plastic deformation of platinum foil and metallic glasses. Physics of the Solid State, 2015, **57** (12), 2537–2542.

2. Korsukov V. E., Betekhtin V. I., Varkentin M. S., Hilarov V. L., Kadomtsev A. G., Korsukova M. M., Obidov B. A. Formation of different surface reliefs of metallic glasses under mechanical stress. Physics of the Solid State, 2013, **55** (4), 796–802.

3. Korsukov V.E., Ankudinov A.V., Butenko P.N., Knyazev S.A., Korsukova M.M., Obidov B.A., Shcherbakov I.P. The Possibility of Using Platinum Foils with a Rippled Surface as Diffraction Gratings. Technical Physics Letters, 2014, **40** (9), 776–778.

4. Ferrari A.C. Determination of bonding in diamond-like carbon by Raman spectroscopy. Diamond and Related Materials, 2002, **11** (3-6), 1053 – 1061.

5. Knyazev S.A., Korsukov V.E. Structural transformations on a platinum surface under mechanical tension. Physics of the Solid State, 2005, **47** (5), 903–906.

6. Angus J.C. and Hayman C.C. Low pressure, metastable growth of diamond and "diamondlike" phases. Science **241**, 1988, 913-921.

7. Belton David N. and Schmieg Steven J. States of surface carbon during diamond growth on Pt. Surface Science, 1990, **233** (1-2)**,** 131-140.

*****

изгибе можно рассматривать как доказательство возможности получения разупрочняющего эффекта (снижение прочностных и повышение пластических характеристик проволоки) при производстве холоднодеформированной арматуры. Металлографический анализ (световая оптическая микроскопия) исследуемых образцов после обработки знакопеременным изгибом показал, что структура металла не изменяется. Учитывая тот факт, что комплекс механических свойств зависит от строения металла, то целесообразно провести более углубленный анализ структурных изменений тонкого строения металла с использованием электронной трансмиссионной микроскопии.

В заключении необходимо отметить, что при производстве холоднодеформированного арматурного проката необходимо учитывать присутствие эффекта Баушингера и выбирать рациональную последовательность технологических операций и состав основного оборудования таким образом, чтобы обеспечить достижение эффективного (наилучшего) сочетания прочностных и пластических свойств готовых изделий.

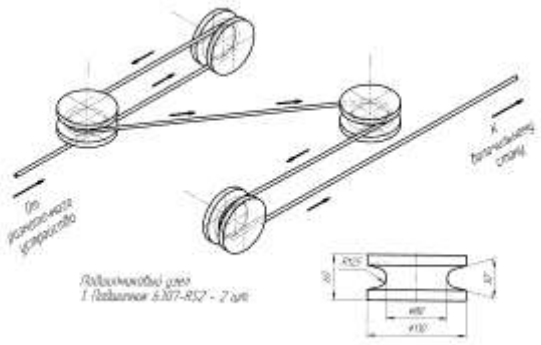
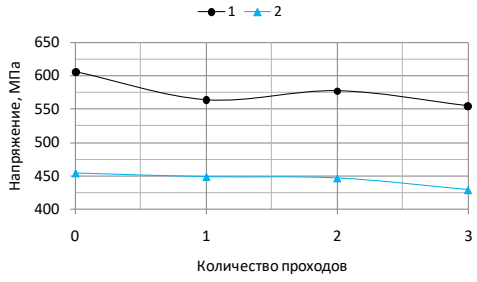


Рисунок 1 – Ролики окалиноломателя для знакопеременной нагрузки проволочной арматуры 4 ВР-1, расположенные в различных плоскостях.

Таблица – Механические свойства проволоки 4 ВР-1 после знакопеременной обработки

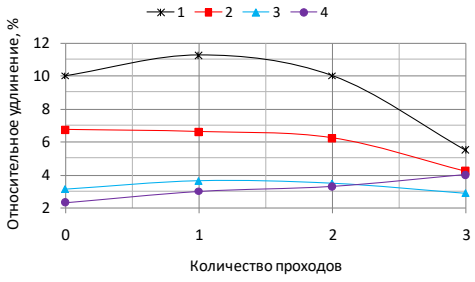
№ п/п*	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ_5,%	δ_{10},%	δ_{100}, %	$\delta_р$,%	A_{gt}, %
1	454	606	10,0	6,7	3,2	2,3	1,9
2	449	564	11,0	6,6	3,7	3,0	1,9
3	447	577	10,0	6,3	3,5	3,3	1,1
4	429	555	6,0	4,3	2,9	4,0	1,4

*Примечание: 1 – исходная проволока; 2 – проволока, пропущенная через окалиноломатель в один проход; 3 – проволока, пропущенная через окалиноломатель в два прохода; 4 – проволока, пропущенная через окалиноломатель в три прохода.



1 – $\sigma_в$; 2 – $\sigma_т$;

Рисунок 2 – Изменение прочностных свойств проволоки 4 ВР-1от количества проходов.



1 – δ_5; 2 – δ_{10}; 3 – δ_{100}; 4 – $\delta_р$;

Рисунок 3 – Изменение пластических свойств проволоки 4 ВР-1 от количества проходов.

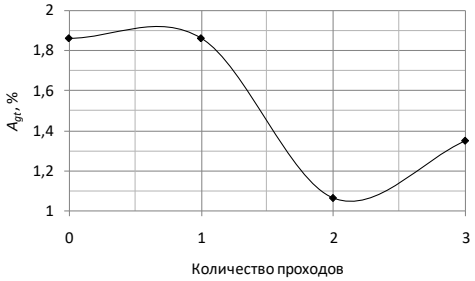


Рисунок 4 – Изменение A_{gt} от количества проходов проволоки 4 ВР-1.

Литература

1. Губенко С. И. Деформация металлических материалов / С.И. Губенко, В.В. Парусов. – Днепропетровск: Арт-пресс, 2006. – 316 с.

2. Грачев С. В. Термическая обработка и сопротивление сплавов повторному нагружению / С.В. Грачев. – М.: Металлургия, 1976. – 152 с.

3. Masing G. – In: Wissentschaftliche Veroffentlichungen aus dem Siemens-Konzern. – Bd. 5. – 1926. – P. 135.

4. Buckley S., Entwistle K. // Acta Metallurgica. – 1956. – V. 4. – № 4. – P. 352.

5. Бюрген Ван. Дефекты в кристаллах / Ван Бюрген; [пер. с англ.]. – М. : ИЛ, 1962. – 584 с.

*****

контроля листа и выявления дефектных участков был произведен отбор образцов по длине и ширине листа (вдоль и поперек направления детонации) и дефектных зонах. Часть образцов были термообработаны в печи по режиму: нагрев 550°, выдержка (1 ч, 2 ч, 3 ч, 6 ч, 12 ч) охлаждение на воздухе. На образцах проводили испытания механической прочности (на отрыв плакирующего слоя) и микротвердости. Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии исследовали структуру сварного соединения, и микроспектральным анализом определяли состав включений. На границе соединения слоев замеряли усреднённую толщину слоя оплавленного металла как отношение суммарной площади литых включений к длине измеренного участка.

Анализ результатов испытаний механической прочности на отрыв плакирующего слоя на шляпных образцах показал:

1. Прочность соединения в зонах, где УЗК не выявлено дефектов и составляет 302-424 МПа.

2.Прочность соединения на участках, вырезанных из зон прилегающих к дефекту сплошности не стабильна и колеблется в широких пределах от 65МПа до 355 МПа.

3. Прочность соединения образцов с точечными дефектами сплошности составляет 133-154 МПа.

4. В зоне «полупривара» прочность образцов меньше 100 МПа. Зоной полупривара считаем область, где при ультразвуковом контроле фиксировались шумы.

Стабильная структура наблюдается по всей длине шлифа, в том числе и в начале процесса сварки, структура сварного соединения имеет волнообразный характер с одинаковыми параметрами волны и отдельными литыми включениями. Однако в зоне полупривара, волнообразование нарушается. Вдоль границы соединения наблюдается прослойка толщиной до 25 мкм. В структуре прослойки имеется много трещин и пор.

Величина дефектов и характер распределения определяются размерами литого включения, которые незначительно увеличиваются по длине листа с удалением от начала процесса сварки. Площадь литых включений при сварке в защитном газе слабо зависит от длины листа и колеблется в относительно узких пределах.В тоже время возникновения протяженной прослойки приводит к ухудшению прочностных свойств соединения. В структуре литого включения имеется много трещин и пор. Аналогичные покрытия на поверхности стали и титана были получены в ряде исследований при сварке титана, при заполнении сварочного зазора воздухом

После термической обработки наблюдается рост размеров литых включений на границе соединения и рост толщины оплавов в области полупривара. Усредненная толщина литых включений после при различных режимах отжига представлена на графике (Рис.1). Увеличение усредненной толщины литых включений для всех зон с высоким качеством сварки по длине листа изменяется незначительно. Трещины и поры в литых включениях даже после отжига в течении 12 часов не выходят за их пределы.

Для зоны полупривара, размер усредненной площади литых включений резко повышается после 3 часов отжига. Скорость роста прослойки в зоне полупривара соответствует данным по кинетике роста интерметаллидных прослоек при сварке пары сталь+титан при заполнении сварочного зазора воздухом. На основании чего сделан вывод, что появление участков пониженной прочности, в структуре которых наблюдается повышенное содержание литых включений, обусловлено локальным образованием воздушных карманов в сварочном зазоре.

Микроанализ включений показал, что в их составе содержится титан и железо, их соотношение соответствует интерметаллидам TiFe, $TiFe_2$, Ti_2Fe. В зонах полупривара выявлены соединения смешанного состава, в состав литых включений входят оксиды титана и железа, интерметаллиды и основные элементы соединяемых материалов в различных соотношениях.

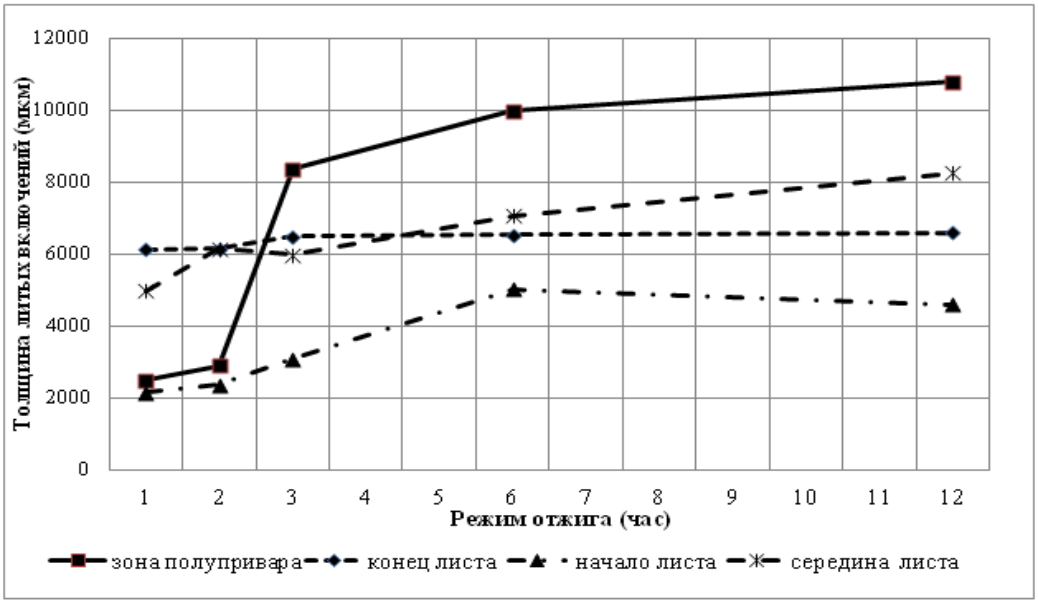


Рисунок 1. Изменения усредненной площади литых включений от времени отжига (при температуре 550°) на границе соединения сталь+титан в различных зонах листа.

Выводы: В результате проведенных исследований установлено, что появление участков пониженной прочности, в структуре которых наблюдается повышенное содержание литых включений и интерметаллидных соединений, обусловлено локальным образованием воздушных карманов в сварочном зазоре. В участках пониженной прочности выявлено образование литых включений и интерметаллических фаз TiFe, Ti_2Fe и $TiFe_2$. Размеры литых включений изменяются в зависимости от времени выдержки при термообработке и зависят от атмосферы, в которой проводилась сварка взрывом. Наличие аргона в сварочном зазоре снижает рост толщины интерметаллидной прослойки при отжиге.

****

ПОВЕРХНОСТИ СКОРОСТЕЙ НУКЛЕАЦИИ ПРИ АБЛЯЦИИ В ОКРЕСТНОСТИ ТРОЙНОЙ ТОЧКИ

Анисимов М. П., Петрова-Богданова О. О.

Россия, Новосибирский государственный технический университет, Конструкторско-технологический институт научного приборостроения СО РАН, anisimovmp@mail.ru.

THE NUCLEATION RATE SURFACES FOR AN ABLATION IN THE TRIPLE POINT VICINITY

Michael Anisimov, Olga Petrova-Bogdanova

Russia, Novosibirsk State Technical University, Tecnological Design Institute of Scientific Instrument Engineering of the Siberian Branch of the RAS.

A semi-empirical design of nucleation rate surfaces for the ablation of glass and laser ablation products was performed. It follows from the results that the use of a one-channel version of the nucleation theory is erroneous for describing the rates of nucleation in glass and in ablation products where several nucleation channels are realized.

Термин “абляция” (от лат. ablatio – отнятие, устранение) означает удаление (унос) макроскопического количества материала с поверхности или из объема твердого тела [1, 2]. Термин абляция является междисциплинарным и появился задолго до появления лазеров для исследований удаления вещества, например, в электрическом разряде, потоке горячего газа, плазмы и т.д. Лазерная абляция возникает при поглощении материалом энергии лазерного излучения. Абляция может возникать в вакууме или инертной среде. Результатом лазерной абляции является формирование паро-газового (паро-плазменного) облака продуктов абляции [3].

Целью настоящей работы является рассмотрение возможности исследования топологии поверхностей скорости (вероятностей) генерации зародышей новой фазы в твердой фазе (стекле) и в продуктах абляции. Обе эти проблемы значимы, а иногда имеют ключевое значение, для широкого спектра технологий. Применение поверхностей скорости зародышеобразования перспективно для графической визуализации кинетики зародышеобразования при лазерной абляции на стеклах, что позволит, на наш взгляд, получить уверенность, что описание зародышеобразования при такой абляции является в достаточной мере адекватным и полным.

Поверхности скоростей нуклеации «восстают» из линий фазовых равновесий, представляя поле скоростей зародышеобразования над областью существования метастабильных состояний исходной фазы в интервале условий от равновесия фаз до спинодального распада. В ряде публикаций, например [4], обсуждается идея построения поверхностей скоростей зародышеобразования над P-T диаграммами равновесия фаз, где P – давление, а T – температура среды. В недавней работе [5] сформулирован современный набор правил, который позволяет строить такие поверхности. Алгоритмы построения поверхностей скорости зародышеобразования (нуклеации) достаточно подробно представлены в статьях [5, 6 и др.]

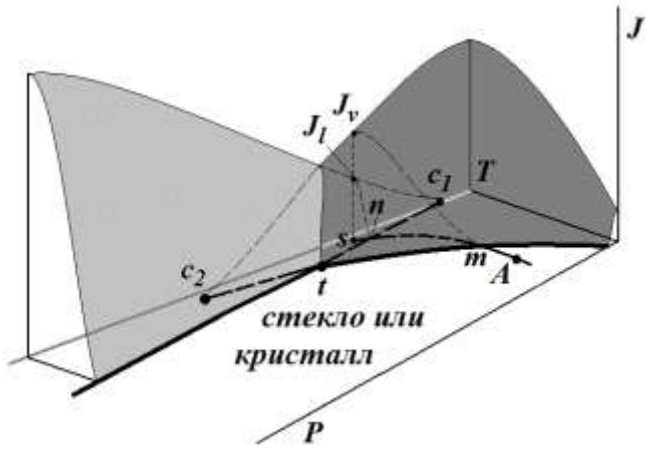


Рис.1. Поверхность скоростей зародышеобразования после воздействия, например, лазерного, теплового или механического импульса на кристаллическую фазу

Под воздействием лазерного импульса происходит испарение кристаллической фазы и последующее охлаждение пара. На рисунке 1 схематично представлены поверхности скоростей зародышеобразования после импульса энергетического воздействия на твердую фазу. Темная поверхность (и её продолжение под светло-серой поверхностью) соответствует скорости генерации зародышей пара в кристалле, светло-серая (и её продолжение под серой поверхностью) – возникновению жидко-капельных зародышей.

Предположим, что лазерный импульс воздействует на поверхность кристалла, начальное состояние которого соответствует точке A, на PT диаграмме (рис. 1). Температура облученной области кристалла начинает расти (условно вдоль линии Amns), и в освещенном пятне начинает повышаться локальное давление. При превышении равновесных значений температуры и давления (в точке m) становится возможным фазовый переход кристалл – пар. Скорость генерации зародышей пара растет от нуля, в точке m, до значения J_v, где скорость генерации зародышей пара принимает максимальное значение для данной траектории. В точке n начинается зарождение жидко-капельных зародышей в соответствии с кривой nJ_l. Из рисунка видно, что до определенного уровня энергии в импульсе, следствием этого импульса является только парообразование.

В переохлажденной жидкости, в свою очередь, могут возникнуть кристалл или стекло. Некоторое представлении о топологии поверхностей скорости генерации зародышей пара и/или капелек в области существования тройной точки можно получить из рисунка. Стекло не представляет собой отдельную фазу и не имеет, в современном представлении, линии равновесия с жидкостью или паром. Из жидкости или пара при охлаждении (или сжатии) в равновесных условиях должен зарождаться кристалл, а в неравновесном (динамическом) процессе может возникнуть стекло.

Переходы стекло-кристалл еще недостаточно исследованы количественно, хотя часто наблюдаются в эксперименте.

При достаточно быстром охлаждении жидкостей и/или пара, частота возникновения неструктурированных зародышей (стекол), видимо, преобладает над зародышами кристаллической фазы. Топологии поверхностей скорости зародышеобразования при абляции кристаллов и стекол, в первом приближении, можно считать идентичными. Уточнения возможны после получения достаточно точных теоретических и эмпирических результатов.

Пар, возникший при абляции, охлаждается, что инициирует вторичную, для данного процесса, нуклеацию, которая сопровождается возникновением кристаллических зародышей, в качественном соответствии с рисунком. Превышение некоторого порога абляции (точка n и выше по температуре и давлению) приводит к совместной генерации пара и зародышей жидкости. Зародыши жидкости, в этом случае, начинают расти в атмосфере пересыщенного пара, следствием чего является генерация жидко-капельных частиц, создающих вторую моду в распределении по размерам.

Работа поддерживается грантом Министерства Науки и Образования Российской Федерации в соответствии с договором № 14.Z50.31.0041 от 13 февраля 2017 года.

Список литературы:

Либенсон М. Н., Шандыбина Г. Д., Шахмин А.Л. Химический анализ продуктов лазерной абляции наносекундного диапазона // ЖТФ. 2000. Т.70. вып.9. С.124-127.

Claude Phipps. Laser Ablation and its Applications // Springer Science+Business Media LLC. 2007. 586 p.

Анисимов С. И., Лукьянчук Б. С. Избранные задачи теории лазерной абляции // Успехи физических наук. 2002. Т. 172. №3. С. 301-333.

Anisimov M.P., Hopke P.H. Nucleation rate surface topologies for binary systems // J. Chem. Phys. B. 2001. V.105. № 47. P. 11817-11822.

Фоминых Е.Г., Петрова-Богданова О.О., Анисимов М.П. Многолистные поверхности скоростей нуклеации пара для случая полиморфных энантиотропных переходов в конденсате // Вестн. Новосиб. гос. ун-та. Серия: Физика. 2012. Т.7. №3. С. 67-77;

Анисимов М.П., Фоминых Е.Г., Петрова-Богданова О.О. Примеры полуэмпирического построения поверхностей скорости нуклеации для систем с монотропными полиморфными фазовыми переходами // ЖФХ. 2013. Т. 87, № 2. С. 256-261.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужников С.Н., Васильева С.В.

Россия, Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина

E-mail: plushnik@mail.ru

RESEARCH OF INFLUENCE OF AGGRESSIVE MEDIA AND ELECTRIC PULSE EFFECTS ON MECHANICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE ALLOYS

Pluzhnikova T.N., Fedorov V.A., Yakovlev A.V., Pluzhnikov S.N., Vasileva S.V.

Experimentally investigated the influence of aggressive media (solutions NACE, H_2SO_4, HCl) on the course of dependencies σ – ε of amorphous (Co-based) nanocrystalline and (based on Fe) alloys with simultaneous transmission of pulses of electric current, accompanied by a short-term relief of mechanical stress. The dependence of reset mechanical stresses in the investigated materials of the density pulse electric current. Investigated the structural and morphological state of the surface of alloys after exposure to aggressive media of different concentrations.

Для исследования воздействий импульсов электрического тока были выбраны ленточные аморфные металлические сплавы на основе кобальта с различным его содержанием и нанокристаллический сплав на основе железа. Содержание кобальта в аморфных металлических

сплавах (АМАГ) менялось от 70 до 86%. Содержание железа в нанокристаллическом сплаве 83%. Размеры образцов 40x3,5x0,02 мм. Все исследуемые сплавы получены методом спиннингования.

В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H_2S и NACE + 400 мг/л H_2S, 20 %-ый раствор серной кислоты, 10 %-ый раствор соляной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч, в растворах серной кислоты – 40 мин, в растворе соляной кислоты 10 минут. Одноосное растяжение образцов производили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс и плотностью тока $j = 10^8 \div 10^9$ А/м^2. Элементный состав и морфологию поверхности образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Quanta 600 FEG и на атомно-силовом микроскопе Ntegra Aura. Фазовый состав определяли рентгенографическими методами с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA.

Деформация аморфных и нанокристаллических сплавов с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах нагружения сопровождается явлением, подобным электропластическому эффекту [1,2]. В момент прохождения импульса тока на диаграммах σ–ε наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения Δσ с последующим полным восстановлением хода зависимости напряжение – деформация.

В первой части работы исследовано влияние растворов NACE на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии импульсного электрического тока. Установлено, что характер деформации образцов аморфных металлических сплавов, выдержанных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. В тоже время воздействие растворов NACE вызывает в нанокристаллическом сплаве на основе железа сброс механического напряжения, вызванный пропусканием импульсного тока плотностью $j \geq 10^9$ А/м^2 примерно на 10 % больше у образцов этого же сплава, но без выдержки в растворах NACE. Величина сброса механического напряжения в нанокристаллических образцах не зависит от концентрации растворов NACE, использованных в работе. При этом отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется примерно на 40 % предел прочности материалов. Модуль Юнга всех исследуемых сплавов практически не изменяется.

Проведены рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования поверхности образцов и их структурного состояния. На дифрактограммах не отмечено каких-либо изменений. Для аморфных сплавов сохраняется характерное гало, в нанокристаллическом сплаве наблюдается полное совпадение дифракционных максимумов (т.е. не происходит структурных изменений).

Электронной микроскопией обнаружено, что на поверхности аморфных и нанокристаллических сплавов наблюдается рост как отдельных микрокристаллов соли NaCl, так и разветвленных дендритных солевых структур. Обнаружено, что среда NACE вызывает на поверхности нанокристаллического сплава окислительные реакции, в результате которых образуются оксиды железа в виде пленки толщиной порядка 1 мкм. Об образовании оксидов также свидетельствуют результаты исследования элементного состава образцов аморфных и нанокристаллических сплавов. В аморфных сплавах его концентрация около 1 %, а в нанокристаллическом – более 2,5 %. Образовавшаяся в результате выдержки в растворах NACE оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава снижает теплоотдачу материала и незначительно уменьшает металлическое сечение (~10%) образца. В результате этого пропускание импульсного тока вызывает больший нагрев образца, что увеличивает сброс механического напряжения. На поверхности аморфных сплавов подобной пленки не наблюдается, вследствие этого нагрев образца не изменяется, а следовательно, значения сбросов механического напряжения не изменяются. Выдержка в растворах NACE изменяет свойства поверхности материалов, изменений каких-либо свойств в объеме образцов не зафиксировано.

Во второй части работы исследовано влияние импульсного тока на поведение материалов после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты. Эксперименты показали, что в аморфных сплавах на основе кобальта значения сбросов механического напряжения, вызванные пропусканием импульсного тока, уменьшаются на $\Delta\sigma \approx 20$ % в сравнении с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии. Воздействие кислотной среды на нанокристаллический сплав на основе железа не влияет на величину сбросов механического напряжения. Уменьшение величины сбросов механического напряжения может быть связано с происходящими поверхностными явлениями. Выдержка в кислотной среде аморфных материалов приводит к появлению на их поверхности сульфатных образований, что подтверждается исследованием элементного состава. При

концентрации раствора 20 % вся площадь поверхности образца покрыта сульфатными образованиями, толщина которых достигает 3 мкм. Образовавшаяся на поверхности сульфатная пленка не только препятствует теплоотдаче, но и уменьшает металлическое сечение образца (>30%), что приводит к росту сопротивления и уменьшению силы тока. Это вызывает меньший нагрев образца, вследствие чего уменьшается величина сброса механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока. При этом важно отметить, что после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты аморфные сплавы не теряют своих прочностных свойств.

Выдержка нанокристаллического сплава на основе железа в растворах серной кислоты приводит к образованию питтинговой коррозии. Характерный размер питтинговых ямок составляет 300 – 350 нм глубиной примерно 40 нм. При этом имеет место уменьшение значения предела прочности сплава. Так, например, после воздействия раствора серной кислоты и четырех импульсов тока плотностью $2 \cdot 10^8 \div 2 \cdot 10^9$ А/м^2 предел прочности уменьшается на 20 %.

Сравнение различных видов предварительных воздействий на величину сбросов механического напряжения показало, что наибольшее влияние оказывает кислотные среды. При воздействии раствора NACE на исследуемые аморфные образцы сброс механического напряжения, вызванный пропусканием импульсного тока, увеличивается на 3% по отношению к образцам, не подвергавшихся воздействию агрессивной среды. В нанокристаллическом сплаве увеличение составляет 4%.

Выявлено, что в образцах, выдержанных в соляной кислоте наблюдается уменьшение сброса механического напряжения на 8% у аморфных сплавов и на 7% у нанокристаллического сплава, в сравнении с образцами не подверженными действию коррозионных сред.

Таким образом, экспериментально установлено, что при комбинированном воздействии агрессивных сред и импульсного электрического тока уменьшается предел прочности материалов. Модуль Юнга исследуемых образцов практически не меняется. Установлены зависимости сброса механического напряжения в исследуемых материалах от плотности импульсного электрического тока. Исследовано структурно-морфологическое состояние поверхности сплавов после воздействия агрессивных сред различной концентрации.

Список литературы

1.Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А. Влияние импульсного электрического тока на ход зависимостей механическое напряжение – деформация в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – №12. – С. 60-65.

2.Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Сидоров С.А., Яковлев А.В. Влияние агрессивных сред на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов, обусловленную воздействием импульсного электрического тока // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. –2013.– №4.– С. 59-62.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166).

****

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ

Новоселова Д.В.[1], Полетаев Г.М.[1], Зоря И.В.[2], Старостенков М.Д.[1]

[1]Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,

[2]Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,

gmpoletaev@mail.ru

COMPUTER SIMULATION OF DEFORMATION OF NANOCRYSTALLINE NICKEL

Novoselova D.V., Poletaev G.M., Zorya I.V., Starostenkov M.D.

The study of structural transformations in nanocrystalline Ni, containing <111> and <100> tilt boundaries, under the effect of deformation was carried out using the method of molecular dynamics. Nanocrystalline nickel was created in the model by crystallization from a liquid state of the computational block in the a plate shape of 1.5-2.0 nm thickness, containing specifically introduced crystal seeds - cylindrical crystalline areas with fixed motionless atoms. Interactions of nickel atoms were described with the help of many-particles Cleri-Rosato potential, constructed in the tight-binding model. Deformation of the

compression or tension was set by changing the interatomic distances along a given axis. It was found as a result of the computer simulation that the plastic deformation in this case is performed mainly through the grain boundary sliding without the formation of dislocations and intragrain slip. Herewith the grain boundary sliding in some cases accompanies the grain rotation. Displacements of atoms in the plastic deformation process in these materials formed primarily from free surfaces: at the tension atomic displacements have usually been directed from the surface into the polycrystal, at compression, conversely, toward the surface.

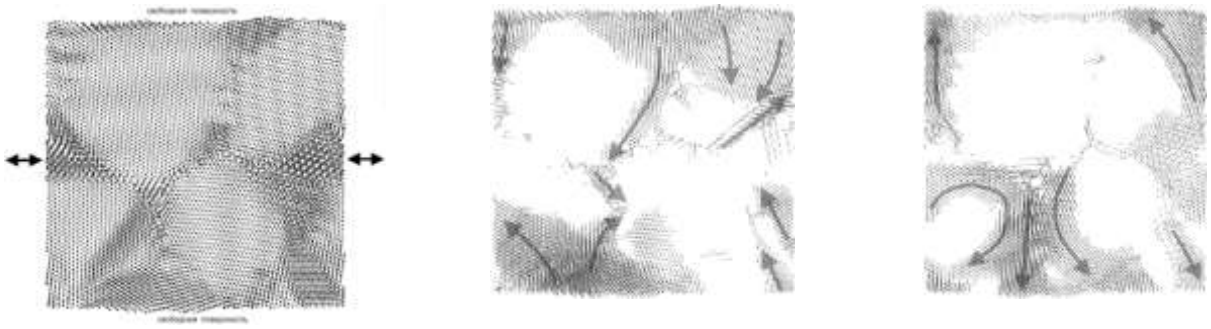
Границы зерен оказывают существенное влияние на такие важные процессы, происходящие в поликристаллах, как ползучесть и сверхпластичность. В настоящее время установлено, что ползучесть осуществляется при коррелированном действии зернограничного проскальзывания (ЗГП) и внутризеренного скольжения (ВЗС). Другим эффектом, определяющую роль в котором играют границы зерен, является структурная сверхпластичность. Сверхпластичность – явление аномально высокой пластичности металлов и сплавов, проявляющееся при создании в них ультрамелкозернистой структуры и деформации в определенном температурно-скоростном диапазоне [1]. Ведущим механизмом, обеспечивающим ползучесть и сверхпластичность, является, по мнению многих исследователей, зернограничное проскальзывание.

Настоящая работа посвящена исследованию с помощью метода молекулярной динамики структурных трансформаций в нанокристаллическом Ni, содержащем границы наклона <111> и <100>, под действием деформации. Нанокристаллический Ni создавался в модели путем кристаллизации расчетного блока в форме пластины (один из размеров расчетного блока задавался сравнительно небольшим – около 2 нм), содержащей специально введенные кристаллические затравки (зародыши) – цилиндрические кристаллические области с неподвижно зафиксированными атомами. Кристаллические зародыши использовались по причине сложности моделирования кристаллизации в молекулярно-динамической модели из жидкого состояния при типичных для этого метода скоростях охлаждения [2]. При создании расчетного блока цилиндрические области с кристаллической структурой поворачивались на случайные либо заданные углы вокруг центральной оси цилиндров, - это делалось для того, чтобы конечные кристаллические зерна имели по завершении кристаллизации между собой границы наклона. Взаимодействия атомов никеля друг с другом описывались многочастичным потенциалом Клери-Розато [3].

Кристаллизация в молекулярно-динамической модели проводилась по следующей схеме. Сначала расчетный блок плавился путем нагревания до температуры 3000 К. Затем постепенно охлаждался, при этом температура ступенчато изменялась с 1500 К до 800 К. При каждой температуре расчет проводился от нескольких десятков до нескольких сотен пикосекунд. При задании той или иной температуры все межатомные расстояния в расчетном блоке изменялись в соответствии с коэффициентом теплового расширения. Полученные таким образом нанокристаллические структуры являлись стартовыми для проведения исследований структурной трансформации в условиях деформации (рис.1а).

При моделировании деформации рассматриваемых нанокристаллических пленок Ni деформация сжатия или растяжения задавалась путем изменения межатомных расстояний вдоль заданной оси (рис.1а). Граничные условия вдоль двух направлений задавались периодические, вдоль одного (снизу и сверху на рис.1а) – свободные, чтобы расчетный блок имел возможность менять объем и ориентацию кристаллической структуры в процессе пластической деформации. Основное внимание уделялось изучению механизма пластической деформации с участием границ зерен и тройных стыков. Решались следующие вопросы: что преимущественно является инициатором пластических сдвигов – поверхность или граница, имеются ли проявления самоорганизации в этом случае, генерируются ли дислокации (т.е. внутризеренное скольжение) или механизм пластической деформации в случае нанокристаллической структуры в основном связан с зернограничным проскальзыванием.

На рис.1 приведены изображения стартового расчетного блока и примеры картин атомных смещений в процессе деформации растяжения и сжатия. Деформация задавалась достаточной для инициации пластических трансформаций в моделируемом поликристалле – в случаях, представленных на рис.1, она составляла 3%. Деформация проводилась при начальной температуре 0 К. В течение структурных трансформаций, обусловленных пластической деформацией, температура повышалась. Изображения, приведенные на рис.1, получены после заключительного охлаждения.



А) *Б)* *В)*

Рис.1. Изображения стартового расчетного блока (а) и примеры картин атомных смещений (показаны только смещения больше 1,3Å): б) при деформации растяжения 3% вдоль горизонтального направления; в) при деформации сжатия -3%.

В процессе пластической деформации, в связи с очень малым размером кристаллических зерен, образование дислокаций в зернах и внутризеренное скольжение не наблюдались. Пластическая деформация в рассматриваемых поликристаллах осуществлялась преимущественно посредством зернограничного проскальзывания. Данный результат согласуется с экспериментальными результатами, касающимися явления сверхпластичности в ультрамелкозернистых материалах [1]. Кроме того, на полученных картинах атомных смещений присутствуют сразу все механизмы, обуславливающие, согласно работам Гуткина М.Ю. и Овидько И.А. [4], пластичность ультрамелкозернистых материалов: зернограничное проскальзывание, диффузия по границам зерен и тройным стыкам, ротационная пластическая деформация зерен (поворот зерен).

При непосредственном наблюдении атомных смещений в процессе компьютерного экспериемнта было выяснено, что смещения атомов в первую очередь возникали от свободных поверхностей. Причем, в случае растяжения смещения были направлены от поверхности вглубь расчетного блока, в случае сжатия – наоборот, в сторону поверхности.

Результаты исследований были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России №3.4820.2017/8.9 и *гранта РФФИ №16-48-190182 р_а.*

Список используемой литературы

1. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. - М: Металлургия, 1987. - 216 с.

2. Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M. The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization // Solid State Phenomena. - 2016. - V. 249. - P. 3-8.

3. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. - 1993. - V.48., №1 - P. 22-33.

4. Гуткин М.Ю., Овидько И.А. Предел текучести и пластическая деформация нанокристаллических материалов // Успехи механики. - 2003. - №1. - С. 68-125.

****

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПЛАСТИН ИЗ РЕЖУЩЕЙ КЕРАМИКИ ПРИ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ РАЗЛИЧНОЙ ТВЕРДОСТИ

Пронин А.И. [1], Мыльников В.В. [2], Щелкунов Е.Б. [1], Кондрашкин О.Б. [2], Валько Д.А. [1]

1Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, mdsov@knastu.ru

2Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, mrmylnikov@mail.ru

STRUCTURAL CHANGES OF THE CUTTING PLATES MADE OF CERAMICS WHEN MACHINING STEEL WITH DIFFERENT HARDNESS

Pronin, A.I., Mylnikov V.V., Shchelkunov, E.B., Kondrashkin O.B., Valko, D.A.

The paper presents results of structural studies on the resistance of the cutting ceramic wok-60 when machining hardened steel workpieces made of steel 45 different hardness 45HRC and 54 HRC. Conducted microstructural analysis of damage to the work surface and the mechanism of the wear insert. Defines the causes more rapid wear of the plate during processing of the workpiece lower hardness.

Известно, что лезвийная обработка заготовок с твёрдостью 40…50 HRC самая сложная. Режущая керамика при обработке таких заготовок быстро изнашивается. Причина в том, что из-за недостаточной твердости обрабатываемого материала на передней поверхности инструмента образуется нарост, вызывающий сколы режущей кромки при его срыве.

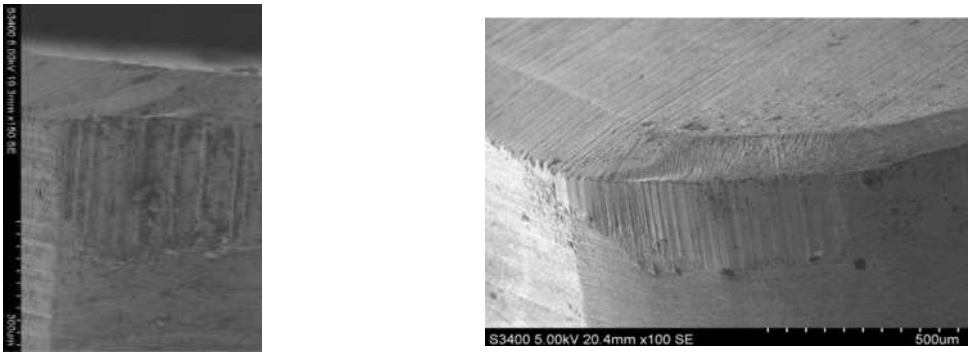
Для доказательства этого предположения был проведён эксперимент, цель которого сравнить стойкость пластины ВОК-60 при различных твёрдостях закаленных заготовок выполненных из стали 45 и определить её механизм изнашивания.

Обработка выполнялась на токарном станке 16К20Ф3С32. Для эксперимента использовались две заготовки цилиндрических формы закаленные до твёрдости 45 HRC и 54 HRC.

Характер изнашивания и структура пластин изучалась с помощью электронного микроскоп HITACHI S3400N, который имел возможность выполнения микрорентгеноспектрального анализа.

Установлено, что пластины в опытах изнашивались преимущественно по задней поверхности. Износ имел характер проточин.

Из приведенных фотографий видно, что количество и объем нароста на задней поверхности пластин обрабатывавших заготовку твердостью HRC 45 значительно больше, чем на задней поверхности у пластин, производивших обработку заготовки с твердостью HRC 54. Результаты рентгеноспектрального анализа показывают, что в нароста присутствуют оксиды FeO, Fe_2O_3, а также соединения $FeAl_2O_4$, $FeSiO_4$. Травление нароста выявило, что на площадках износа присутствуют микротрещины с признаками микросколов. Микроанализ изношенной площадки позволил установить, что нарост провоцирует образование пор, которые затем распространяются вглубь и концентрируются в виде микротрещин, что впоследствии приводит к микросколам. Образование микротрещин на границах зерен вследствие порообразования и ползучести их вглубь пластин под воздействием вибраций инструмента приводит к скалыванию режущего лезвия.



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктура пластин ВОК 60, изношенной по задней поверхности при обработке закаленной стали 45: а) - HRC45, б) - HRC54

Литература:

1. Пронин А.И. Определение оптимальной скорости резания твердого точения с использованием сигналов акустической эмиссии / А.И. Пронин, В.В. Мыльников, Е.А. Чернышев, Д.И. Шетулов // Контроль. Диагностика. 2014. №4. С. 40-44.

2. Пронин А.И., Мыльников В.В., Чернышев Е.А. Причины низкой работоспособности пластин из режущей керамики при твердом точении // Материаловедение. 2014. №5. С.13-15.

3. Пронин А.И. Применение ортогонального центрального композиционного планирования экспериментов для оптимизации точения закаленной стали 40Х режущей керамикой / Пронин А.И., Мыльников В.В., Щелкунов Е.Б., Виноградов С.В // Вестник машиностроения. 2016. №8. С. 43-48.

****

ПРИМЕНЕНИЕ СИМПЛЕКСНЫХ КРИТЕРИЕВ ПОДОБИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Савенко В.И.

Институт физической химии и электрохимии РАН, Россия, Москва.
E-mail: visavenko@rambler.ru

SIMPLEX SIMILARITY CRITERIA FOR THE EVALUATION OF SINGLE CRYSTALS MICROPLASTICITY

Savenko V.I.

A new simplex similarity criterion of alkali halide crystals microplasticity has been proposed.

1. Метод сосредоточенного нагружения материала позволяет определять деформационно-пластические характеристики приповерхностных слоев твердых тел и тонкопленочных покрытий в микрообъемах. Такие характеристики тесно связаны с геометрией области контакта между индентором и образцом и обычно определяются в предположении соблюдения закона механического подобия при вариациях соответствующих параметров процесса. Однако в области относительно малых глубин индентирования, при использовании небольших силовых нагрузок на инструмент наблюдается отклонение от закона механического подобия. В результате этого используемые общепринятые стандартные характеристики микропластичности и микроупругости (например статическая и динамическая микро- и нанотвердость, остаточная деформация в отпечатке, модуль Юнга в приповерхностном слое образца и т.п.) оказываются неоднозначными, зависящими от энергосиловых параметров и граничных условий эксперимента. Кроме того, их применение для характеристики материала не раскрывает микромеханизмы пластического течения приповерхностных слоев материала.

2. При анализе поведения материала при контактном воздействии используются также характеристики микропластичности материала, определяемые дислокационной структурой, возникающей в материале в объеме внедрения при контактном воздействии. Как известно, в ионных монокристаллах со структурой B1 (типа NaCl) около отпечатка индентора возникает структурированная система дислокаций – так называемая дислокационная «розетка». Ее образуют дислокационные полупетли краевого и винтового типа, локализованные в кристаллографических системах скольжения вида {110}<110>. Ряды таких полупетель винтового типа выходят на подвергаемую индентированию рабочую поверхность (001) монокристаллического образца в направлениях [100] и [010]. Выходы краевых полупетель на ту же поверхность выстраиваются вдоль направлений [110] и $[1\bar{1}0]$. В таком случае в качестве характеристики микропластичности монокристаллического щелочногалоидного материала рядом авторов предлагается использовать длину соответствующих дислокационных лучей (как правило – краевого типа). Указанная характеристика определяется подвижностью краевых дислокаций в кристаллической решетке материала и позволяет оценивать его сопротивление микропластической деформации в заданных условиях испытаний. Вместе с тем, будучи размерной величиной, она не является энерго-силовым инвариантом процесса внедрения индентора в материал и не может однозначно характеризовать его микропластичность в условиях нарушения закона подобия при контактном воздействии.

3. В последнее время при анализе упруго-пластических свойств приповерхностных слоев щелочно-галоидных монокристаллов, применяемых в акустических и дозиметрических приборах,

используется безразмерная характеристика θ, определяемая отношением длин лучей краевого (l_e) и винтового (l_s) типа $\theta = l_e/l_s$. Эта характеристика – «лучевое отношение» - является симплектическим критерием подобия и может служить показателем степени отклонения от закона подобия при вариациях вдавливающего усилия в процессе контактного воздействия на приповерхностные слои монокристаллического материала.

В частности, использование этого критерия позволяет зафиксировать возрастающую роль поверхности при формоизменении материала при контактном воздействии с переходом от микро- к наномасштабным глубинам индентирования. Экспериментально показано, что при индентировании достаточно толстых слоев материала, когда ролью поверхности в процессе формоизменения очага деформации можно пренебречь, лучевое отношение θ может служить характеристикой объемных свойств материала и сохраняет постоянное численное значение при вариации граничных условий на поверхности образца (табл. 1).

Однако при микроиндентировании очень тонких приповерхностных слоев, когда отношение поверхности очага деформации и деформируемого объема контактной зоны увеличивается и роль сопротивления поверхности при деформировании материала возрастает, закон подобия нарушается. В этом случае численное значение θ начинает возрастать. Рост величины θ в этом случае обусловливается тормозящим действием поверхности на подвижность винтовых дислокационных полупетель, движение которых сопровождается образованием ступенек новой поверхности (табл 2).

Таким образом, нарушение закона механического подобия при контактных воздействиях на монокристаллический щелочно-галоидный материал в условиях достаточно малых нагрузок на индентор связано с влиянием поверхности на процессы формоизменения материала в приповерхностном слое контактной зоны.

Примечание: коэффициент вариации $W = [\sum(<l> - l_i)^2/n(n-1)]^{0,5}/<l>$, где $<l>$ среднее значение случайной величины l_i, n - число измеренных лучей розеток (в данном случае n = 100).

Таблица I. Характеристики лучей розеток, созданных при микроиндентировании монокристаллов LiF на воздухе (относительная влажность 70%).

P, 10^{-2} Н	l_e, мкм	l_s, мкм	θ
0,32	20,6	15,6	1,33
0,54	30,5	22,3	1,37
0,98	41,8	31,3	1,34
1,54	55,5	42	1,32
3,27	85	63	1,34
7,20	130	99	1,32
10,4	161	121	1,33
20	226	175	1,29
50	566	272	1,34
100	521	389	1,33
W, %	2	2	2

Таблица 2. Характеристики лучей розеток, созданных при микроиндентировании поверхности (001) монокристаллов NaCl в гептане и на воздухе (относительная влажность 70%).

P, 10^{-2} Н	В гептане				На воздухе			
	l_e, мкм	l_s, мкм	θ	$(\theta-\theta_0)/\theta_0$, %	l_e, мкм	l_s, мкм	θ	$(\theta-\theta_0)/\theta_0$, %
0,32	48,2	17,0	2,84	39,9	46,2	19,7	2,36	15,1
0,54	63,8	24,2	2,64	30,0	64,5	29,4	2,19	6,8
0,98	90,6	37,6	2,41	18,7	87,4	40,3	2,17	5,9
1,54	117,0	49,0	2,39	17,2	111,5	54,5	$\theta_0 = 2{,}05$	0
3,27	171,5	73,6	2,33	14,8	175,5	88,3	I,99	~ 0
7,20	297	146	$\theta_0 = 2{,}03$	0	300	146	2,05	0
10,4	496	249	I,99	~ 0	503	250	2,01	~ 0
20	607	298	2,04	~ 0	603	298	2,02	~ 0

****

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ СВИНЦОВЫХ СПЛАВОВ

Поляков В.В. [1,2], Салита Д.С. [1], Демьянов Б.Ф. [3]

Алтайский государственный университет, Россия

[2] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

[3]Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Россия

E-mail: pvv@asu.ru

Сплавы на основе свинца могут рассматриваться в качестве удобных модельных объектов для исследования пластической деформации, поскольку низкая температура плавления обеспечивает формирование в диапазоне комнатных температур физических механизмов, возникающих в других металлических материалах при высоких температурах [1]. В связи с этим существенный интерес представляет изучение при механическом воздействии на свинцовые сплавы возникающей акустической эмиссии, отражающей одновременное действие различных конкурирующих механизмов и разных источников акустического излучения.

В качестве материалов для исследований были использованы образцы свинцового сплава с различной структурой, которая создавалась из расплава при разных условиях за счет варьирования температуры и времени рекристаллизации. Химический состав получаемого материала включал в себя различные легирующие добавки и контролировался помощью рентгено-флюоресцентной спектрометрии. Полученные образцы подвергались статическому растяжению на установке механических испытаний с регистрацией приложенной нагрузки и абсолютной деформации. Одновременно по методике [2, 3] проводились измерения среднеквадратичного значения напряжения акустической эмиссии. На характерных участках кривой деформационного упрочнения растяжение образцов прерывалось и осуществлялись измерения параметров деформационной структуры.

Результаты измерений показали, что кривые деформационного упрочнения образцов с различной структурой имели качественно одинаковый вид, отражавший двухстадийный характер растяжения. Участки с разными значениями коэффициентов деформационного упрочнения отчетливо разделялись при деформациях, соответствовавших пределу текучести. Было выявлено существенное влияние структуры материала на вид акустической эмиссии. Именно, переходу от одной стадии упрочнения к другой в случае крупнозернистого материала соответствовала группа максимумов, медленно спадавших при развитии пластической деформации. В случае мелкозернистого материала

максимумы акустической эмиссии были выражены слабо в процессе нагружения быстро исчезали. Такое поведении может быть обусловлено различием во вкладе зернограничного проскальзывания в деформацию свинцового сплава [1]. В случае более мелких зерен плотность тройных стыков велика и движение зернограничных дислокаций затруднено, что вызывает появление относительно слабых максимумов акустического излучения. Для крупных зерен движение зернограничных дислокаций проходит более интенсивно и сопровождается более мощными максимумами. Спад акустической эмиссии при росте пластической деформации на второй стадии деформационного упрочнения можно связать с увеличением относительного вклада в пластическую деформацию внутризеренных процессов, которые не сопровождаются значительным акустическим излучением.

Полученные результаты могут быть использованы при изучении эволюции механизмов пластической деформации в сплавах на основе свинца. Они также представляют интерес для задач акустико-эмиссионной диагностике металлических материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №17-08-00914.

Литература

1.Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Елсукова Т.Ф. Физическая мезомеханика зернограничного скольжения в деформируемом поликристалл. // Физическая мезомеханика. 2011. - Т.14. С.15-22..

2.Поляков В.В., Егоров А.В., Свистун И.Н. Исследование особенностей акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении пористых металлов // Дефектоскопия. 2001. №9. С. 69-72.

3.Лепендин А.А., Поляков В.В. Скейлинг характеристик акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении». Журнал технической физики. 2014. Т. 84. №7. С. 96-100.

****

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АЗОТИРОВАНИЯ СПЛАВА 40ХНЮ-ВИ

Семенов М.Ю., Дин Кай Цзянь, Смирнов А.Е., Королев И.П.

Россия, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, semenov.m.yu@bmstu.ru

A MATHEMATICAL MODEL OF ALLOY 40KHNYU-VI NITRIDING

Semenov M.Yu., Ding Kai Jian, Smirnov A.E., Korolev I.P.

A model of alloyed by chromium and aluminum nickel-based superalloy nitriding was developed. The model is based on Fick second law and Wagner ideas. The satisfactory adequacy of model was checked by comparing with experimental results of other scientists and authors own research. Kinetic curves of the superalloy nitrided layers growth were obtained using the process model.

Одним из способов упрочнения сплавов на базе никеля, легированных хромом, титаном, алюминием и другими нитридообразующими элементами, в том числе сплава 40ХНЮ-ВИ, содержащего около 40 % Cr и 3,5 % Al, является азотирование. Применение азотирования наиболее целесообразно для деталей, которые наряду с высокой длительной прочностью должны обладать повышенной износостойкостью. Примерами таких деталей являются тарелки выпускных клапанов и седла газораспределительного механизма автомобильных и иных поршневых двигателей, работающих с повышенной нагрузкой.

Поскольку для повышения жаропрочности необходимо получать протяженные азотированные слои, вплоть до сквозных, общая длительность технологического процесса достигает до ста часов и более. На кинетику формирования азотированных слоев на жаропрочных сплавах большое влияние оказывает температура процесса, а также содержание легирующих элементов в конкретном сплаве. Поэтому экспериментальный выбор технологического режима вызывает затруднения. В этой связи является актуальным прогнозирование характеристик слоя путем разработки математических моделей азотирования жаропрочных сплавов на базе Ni при различных технологических факторах.

Физическую модель данного процесса образует совокупность трех выражений второго закона Фика, описывающих диффузию атомов азота, хрома и алюминия в легированном никеле:

$$\frac{\partial C_i}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D_i \frac{\partial C_i}{\partial x} \right), \quad (1)$$

где C_i – атомная концентрация азота, алюминия, хрома в никеле; D_i – коэффициент диффузии азота, алюминия, хрома в никеле; τ – время; x – расстояние от поверхности.

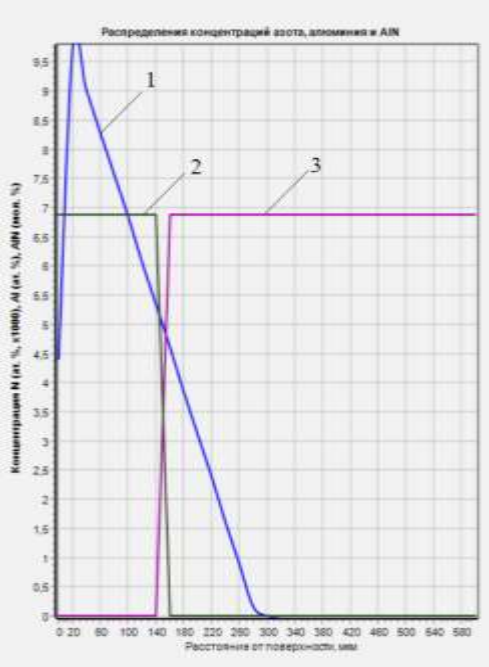


Рис. 1. Решение уравнений, описывающих образование нитридов алюминия. Протяженность зоны внутреннего азотирования около 140 мкм.

1 – распределение растворенного азота (ат. %); 2 – молярное содержание AlN; 3 – распределение растворенного алюминия (ат. %)

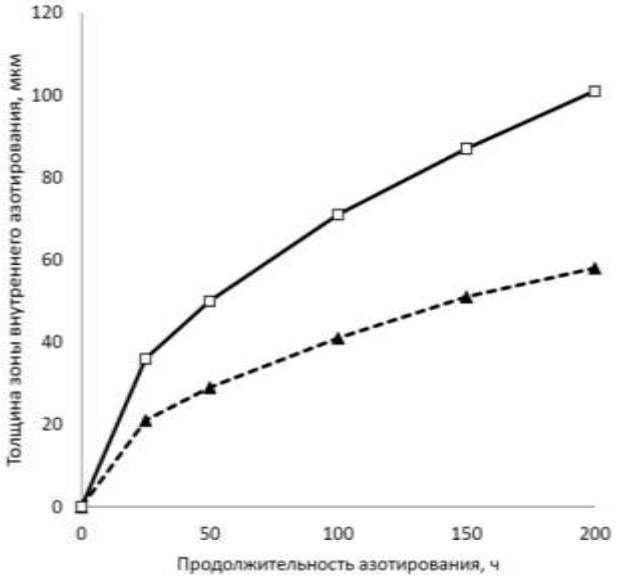


Рис. 2. Зависимость протяженности зон внутреннего азотирования сплава 40ХНЮ-ВИ от времени процесса. Парциальное давление азота 1 бар; температура процесса 950 °С.

□ – протяженность области AlN;

▲ – протяженность области Cr_2N

Граничными условиями модели (1) являются: 1) при $\tau = 0$: $C_N = 0$, $C_{Me} = C^0_{Me}$; 2) при $\tau > 0$: $C_N = C^s_N$ ($x = 0$), $C_{Me} = C^0_{Me}$ ($x = \infty$).

Тогда справедливы выражения, вытекающие из модели Вагнера [1]:

$$C_N(x,\tau) = C_N^s - \frac{C_N^s}{\mathrm{erf}(\gamma_{Me})}\,\mathrm{erfc}\left[\frac{x}{2\sqrt{D_N\tau}}\right]; \quad (2)$$

$$C_{Me}(x,\tau) = \frac{C_{Me}^0}{\mathrm{erf}\left(\gamma_{Me}\sqrt{D_N/D_{Me}}\right)}\,\mathrm{erfc}\left[\frac{x}{2\sqrt{D_{Me}\tau}}\right],$$

где D_{Me} - коэффициент диффузии соответствующего легирующего элемента; γ_{Me} - параметр, равный:

$$\gamma_{Me} = \sqrt{\frac{C_N^s}{2\alpha C_{Me}^0}}, \quad (3)$$

где α - стехиометрический коэффициент соответствующего нитрида.

Представления Вагнера приводят к параметру, равному:

$$\theta_{Me} = \gamma_{Me} D_{Me} \sqrt{\tau}, \quad (4)$$

определяющему фронт движения образования нитрида конкретного легирующего элемента: $x = \theta_{Me}$.

При $x > \theta_{Me}$, $C_{Me} = C^0_{Me}$. При $x < \theta_{Me}$ количество нитридной фазы оценивали на основе термодинамического равновесия соответствующей реакции образования AlN или Cr_2N. При этом использовали коэффициенты активностей Al и Cr в Ni, представленные в [2].

Получили решения уравнений (1) в указанных граничных условиях (рис. 1).

В целях проверки адекватности модели сопоставили протяженность диффузионных слоев, содержащих нитриды типа Cr_2N, рассчитанную для сплава 40ХНЮ-ВИ, с экспериментальными результатами азотирования сплава NiCr30Ti2 (30 вес. % Cr, 2 вес. % Ti), представленными в работе [3], в которой при азотировании в среде с парциальным давлением азота, равным 0,5 бар, в течение 100 ч при температуре 900 °С получили протяженность зоны внутреннего азотирования, содержащей частицы Cr_2N, равную примерно 30 мкм, а при температуре 1000 °С – 80 мкм. Соответствующие расчетные значения для сплава 40ХНЮ-ВИ составляют 28 и 52 мкм.

Провели азотирование сплава 40ХНЮ-ВИ при температуре 850 °С, парциальном давлении 1 бар в течение 30 часов. Получили протяженность слоя нитридов хрома 15-20 мкм, а область, содержащую нитриды алюминия – до 35 мкм. Расчетные значения протяженности области нитридов хрома и алюминия составляют 15 и 30 мкм, соответственно. Учитывая изложенное, расчетные результаты представляются удовлетворительно адекватными экспериментальным данным.

Получены кинетические кривые формирования зон внутреннего азотирования в сплаве 40ХНЮ-ВИ, упрочненных AlN и Cr_2N (рис. 2). Наблюдается параболическая зависимость протяженности диффузионного слоя от времени процесса. При этом протяженность зоны нитридов хрома растет существенно медленнее, чем нитридов алюминия.

Список литературы:

1.Krupp U., Christ H.J. Internal nitridation of nickel-base alloys. Part I. Behavior of binary and ternary alloys of the Ni-Cr-Al-Ti system //Oxidation of metals. – 1999. – V. 52. – №. 3. – P. 277-298.

2.Oforka N.C., Argent B.B. Thermodynamics of Ni-Cr-Al alloys //Journal of the Less Common Metals.
– 1985. – V. 114. – №. 1. – P. 97-109.

3.Christ H.J., Chang S.Y., Krupp U. Thermodynamic characteristics and numerical modeling of internal nitridation of nickel base alloys //Materials and Corrosion. – 2003. – V. 54. – №. 11. – P. 887-895.

****

ЭФФЕКТ ХРУПКОСТИ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ti_2AlNb В НАВОДОРОЖЕННОМ СОСТОЯНИИ.

Сенкевич К.С., Умарова О.З.

Россия, ФГБОУ ВО Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, ул. Оршанская, д.3, senkevichks@yandex.ru, toksyk@gmail.com

Senkevich K.S., Umarova O.Z.

In this work the effect of hydrogen content on phase composition and properties of rapidly solidified fiber made of titanium alloy based on Ti_2AlNb is studied. It was stated that hydrogen saturation to 0,88 wt. % H results in dramatic embrittlement of the fiber. Ball milling of fibers saturated with hydrogen allows obtaining powder of the alloy.

Для получения интерметаллидных сплавов широко рассматриваются различные методы порошковой металлургии, в том числе методы горячего прессования и аддитивные технологии. Традиционно для этого применяются порошки, получаемые различными методами распыления расплава, и обладающие сферической формой и мелкозернистой микроструктурой. Возможной альтернативой им могут быть порошки, получаемые измельчением быстрозакаленных волокон, которые получают экстракцией висящей капли расплава. Такие волокна обладают дисперсной микроструктурой и имеют тонкое сечение с размерами до нескольких десятком микрон, и их измельчение может позволить получать дисперсные порошки. При получении титановых порошков возможно применение наводороживания для интенсификации процесса их измельчения за счет

эффекта водородной хрупкости. Изучение эффективности такого подхода для получения порошков интерметалидных титановых сплавов не проводилось.

В настоящей работе проводилось исследование влияния различных концентраций водорода на фазовый состав и микротвердость быстрозакаленного сплава на основе Ti_2AlNb в виде тонкого волокна, а также возможность получения порошков сплава при его измельчении в шаровой мельнице.

Объектом исследования служил сплав на основе Ti_2AlNb марки ВТИ-4 следующего состава: Ti-12Al-41Nb-0,9Mo-0,8V-1,3Zr-0,13Si, масс. %. Быстрозакаленные волокна получали на электронно-лучевой установке методом экстракции висящей капли расплава прутковой заготовки из ВТИ-4, полученной методом тройного вакуумно-дугового переплава с последующей ковкой. Измельчение волокна проводили в планетарной шаровой мельнице со скоростью 100 оборотов в минуту. Наводороживание проводили на установке Сивертса до концентраций 0,29; 0,44; 0,72 и 0,88% водорода при температуре 900°С в течении 1 часа.



Рис. 1 Волокно из сплава основе Ti_2AlNb, полученное экстракцией висящей капли расплава.

Полученное волокно имеет толщину 10-15 мкм и ширину 40-90 мкм и серповидное сечение (рис. 1), а его фазовый состав представлен высокотемпературной β-фазой. Проведено наводороживание быстрозакаленного сплава ВТИ-4 до различных концентраций водорода, и изучены особенности формирования его фазового состава. Установлено, что с повышением концентрации внедренного водорода выше 0,44 % его фазовый состав преобразуется в орторомбическую фазу, а также наблюдается рост параметра с решетки орторомбической фазы Ti_2AlNb. Анализ микротвердости волокна в исходном и наводороженном состоянии показал значительное влияние водорода на эту характеристику. Так, в исходном состоянии волокно имеет твердость примерно 500 ед. $HV_{0,05}$, а после вакуумного отжига, имитирующего условия наводороживания – 287. С ростом концентрации внедренного водорода его твердость возрастает от 266 до 420 ед. $HV_{0,05}$.

Установлено, что, несмотря на высокую микротвердость исходного волокна и высокую плотность кристаллических дефектов, присущих быстрозакаленному состоянию сплава, оно демонстрирует высокую пластичность при деформации в планетарной шаровой мельнице. В результате обработки в мельнице волокно, обладающее исходным большим объемом, сбилось в плотный комок (рис. 2, а). При этом не наблюдаются даже отдельные отломанные частицы волокна. Такой результат свидетельствует о высокой пластичности быстрозакаленного волокна орторомбического сплава в β-фазовом состоянии. Проведение шарового размола волокна в наводороженном до 0,29-0,72% Н состоянии показало общую закономерность в его деформируемости. Во всех случаях наблюдается его преобразование до трех форм – отдельная небольшая мелкая фракция порошка, большое количество обломанных отдельных волокон и сбитая в плотный комок основная часть волокна (рис. 2 б и в). Различием можно считать только увеличение доли порошков и отдельных волокон в общей массе обработанного волокна с увеличением концентрации водорода. Таким образом, наводороживание способствует повышению хрупкости волокна и его измельчению. Принципиально другой результат был получен на волокне, легированном до 0,88% Н. После наводороживания в вакуумной установке типа Сивертса было обнаружено его резкое охрупчивание.

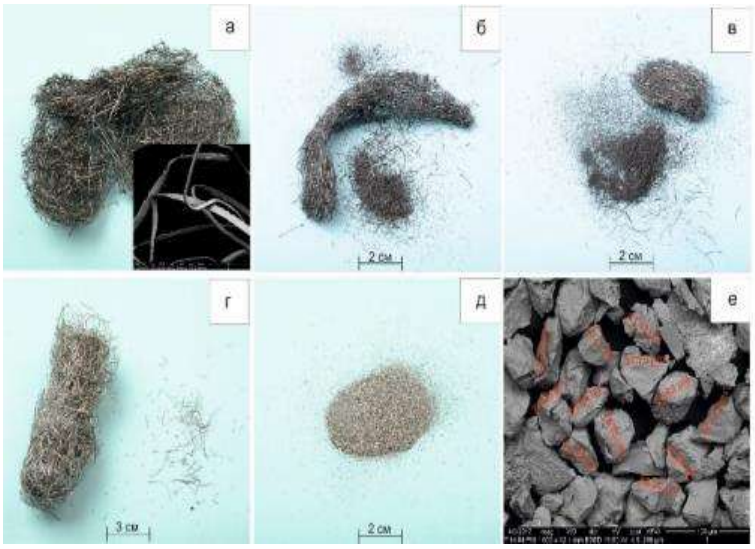


Рис. 2 Волокно сплава ВТИ-4 после различных режимов шарового размола и различной концентрацией водорода: а – исходное быстрозакаленное волокно; б – волокно с 0,44% Н; в – волокно с 0,72% Н после шарового размола в течение 1 часа; г – волокно после наводороживания до 0,88% Н и шарового размола в течение 1 минуты (д) и 10 минут (е).

В стальной форме, где было расположено волокно при наводороживании, уже наблюдались отдельные обломанные фрагменты волокна, и при легком надавливании на основную массу волокна оно легко разламывалось (рис. 2, г). Шаровой размол волокна с 0,88% Н в течение 1 минуты позволил получить мелкий порошок размером менее 150 мкм, однако в нем еще присутствовали отдельные короткие фрагменты волокна. После 10-ти минутного размола была получена порошковая дисперсная смесь, состоящая в основном из порошков угловатой формы размером 10-80 мкм и отдельных сплющенных плоских порошков длиной 100-150 мкм (рис. 2, е).

****

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОКАЗАТЕЛИ КАЧЕСТВА

Сергеев Н.Н.[1], Минаев И.В.[2], Тихонова И.В.[2], Комарова М.Ю.[2], Гвоздев А.Е.[1], Сергеев А.Н.[1], Кутепов С.Н.[1], Бреки А.Д.[3], Калинин А.А.[2], Малий Д.В.[1]

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

[3]Россия, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF SHEET METAL AND OF LASER TREATMENT PARAMETERS ON QUALITY

N.N. Sergeyev, I.V. Minaev, I.V. Tikhonova, M.Yu. Komarova, A.E. Gvozdev, A.N. Sergeyev, S.N. Kutepov, A.D. Breki, A.A. Kalinin, D.V. Maliy

In article influence of chemical composition and parameters of laser processing of sheet materials on the quality parameters of the cutting process.

Проведен комплекс исследований на стальных образцах различных систем легирования для установления влияния режимов лазерной резки на показатели качества обработки исследуемых металлических легированных систем.

Установлены закономерности изменения микротвердости. Металлографическим и электронно-микроскопическим анализом исследованы и установлены закономерности изменения структуры легированных сталей. Проанализированы зоны лазерного термического влияния (ЗЛТВ) и изменения

структуры ЗЛТВ в различных образцах. Показано, что самые высокие значения HV определены около поверхности реза, а затем она снижается до значений, характерных для исходного состояния. Анализ значений распределения микротвердости выявил эффект вторичного повышения твердости на определенном расстоянии от поверхности реза.

Установлено, что структура ЗЛТВ состоит в образцах различных систем легирования из белого слоя с повышенной твердостью, слоя, состоящего из мартенсита и остаточного аустенита, слоя из отдельных зерен феррита и троосто-сорбитной смеси, и структуры основного металла, состоящей из феррита и перлита. Суммарная протяженность слоев ЗЛТВ с измененной структурой достигает 140 мкм.

Выполнено математическое моделирование процессов лазерной резки. Построены математические модели влияния углеродного эквивалента, толщины листа и параметров лазерной резки на показатели качества поверхности реза: протяженность ЗЛТВ (L), угол ортогональности поверхности реза (α), отсутствие грата, шероховатость (R_z). Установлено, что увеличение толщины листа уменьшает R_z и L; повышение мощности увеличивает шероховатость и α, не влияя на протяженность ЗЛТВ; возрастание скорости обработки уменьшает шероховатость и L, но увеличивает α. Выявлено, что с увеличением углеродного эквивалента увеличивается шероховатость и α, зона ЛТВ уменьшается. Многопараметрической оптимизацией найдены необходимые режимы лазерной обработки [1].

Результаты могут быть использованы для процессов ресурсосберегающих обработки и создания новых конструкционных материалов [2-5].

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1. Гвоздев А.Е., Голышев И.В., Минаев И.В., Сергеев А.Н., Сергеев Н.Н., Тихонова И.В., Хонелидзе Д.М., Колмаков А.Г. Многопараметрическая оптимизация параметров лазерной резки стальных листов // Материаловедение. 2015. № 2. С. 31-36.

2. Комплекс научно-технических, проектно-конструкторских и технологических разработок по созданию, изготовлению и внедрению высокоточного импортозамещающего оборудования качественной лазерной и газо-плазменной обработки листового проката: монография / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, И.Л. Грашкин, И.В. Минаев, С.И. Полосин, И.В. Тихонова, А.Е. Чеглов, Д.М. Хонелидзе.; под ред. д-ра техн. наук проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. 188 с. ISBN: 978-5-7679-2834-7.

3. Технология металлов и сплавов: учебник / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, Г.М. Журавлёв, Д.А. Провоторов.; Под ред. проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 490 с.

4. Новые конструкционные материалы: учебное пособие / А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.К. Зеленко, О.В. Кузовлева, А.Н. Сергеев, В.Ю. Кузовлев, А.А. Калинин, А.В. Маляров.; под общей ред. проф. А.Е. Гвоздева Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 296 с.

5. Breki A.D., Gvozdev A.E., Kolmakov A.G., Starikov N.E., Provotorov D.A., Sergeyev N.N., Khonelidze D.M. On friction of metallic materials with consid-eration for superplasticity phenomenon // Inorganic materials: Applied Re-search. 2017. Т. 8. № 1. P. 126-129.

****

ЗАВИСИМОСТЬ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ И ГАЗОПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Сергеев Н.Н.[1], Тихонова И.В.[2], Гвоздев А.Е.[1], Минаев И.В.[2], Алявдина Е.С.[2], Сергеев А.Н.[1], Бреки А.Д.[3], Кутепов С.Н.[1], Калинин А.А. [2], Малий Д.В.[1]

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

[3]Россия, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

THE DEPENDENCE OF THE QUALITY PARAMETERS OF THE SURFACE FROM LASER AND GAS-PLASMA TREATMENT OF SHEET METAL OF CARBON STEEL

N.N. Sergeyev, I.V. Tikhonova, A.E. Gvozdev, I.V. Minaev, E.S Alyavdina, A.N. Sergeyev, A.D. Breki, S.N. Kutepov, A.A. Kalinin, D.V. Maliy

The article presents the complex of researches on establishment of influence of parameters of laser cutting (LR) and geometrical parameters of samples for quality of cut surface samples with different carbon content.

На образцах различной толщины, изготовленных лазерной резкой из стального углеродистого проката конструкционных и инструментальных сталей выполнен комплекс исследований по установлению влияния параметров лазерной резки (ЛР) и геометрических параметров на качество поверхности реза образцов с различным содержанием углерода.

Подготовлены базы данных, представляющих упорядоченные совокупности количественных оценок о влиянии различных режимов ЛР на угол отклонения поверхности реза от ортогональности, шероховатость поверхности реза, протяженность зоны термического воздействия лазерного луча на обрабатываемые поликристаллические гетерофазные системы. Проанализировано влияние химического состава обрабатываемых лазером материалов на комплекс показателей качества получаемых поверхностей реза. Проведено математическое моделирование процессов лазерной и газоплазменной обработки исследуемых объектов. Построены математические модели связывающие показатели качества лазерной обработки поверхностей исследуемых объектов с их режимами [1]. Выполнена многопараметрическая оптимизация параметров лазерной резки стальных листов на основе разработанного комплексного подхода [2]. Рассмотрены аспекты фрикционного взаимодействия лазерного луча с обрабатываемыми поверхностями железоуглеродистых сплавов [3,4].

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1. Комплекс научно-технических, проектно-конструкторских и технологических разработок по созданию, изготовлению и внедрению высокоточного импортозамещающего оборудования качественной лазерной и газо-плазменной обработки листового проката: монография / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, И.Л. Грашкин, И.В. Минаев, С.И. Полосин, И.В. Тихонова, А.Е. Чеглов, Д.М. Хонелидзе.; под ред. д-ра техн. наук проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. 188 с. ISBN: 978-5-7679-2834-7.

2. Gvozdev A.E., Golyshev I.V., Minayev I.V., Sergeyev A.N., Sergeyev N.N., Tikhonova I.V., Khonelidze D.M., Kolmakov A.G. Multiparametric optimiza-tion of laser cutting of steel sheets // Inorganic Materials: Applied Research. 2015. Т. 6. № 4. P. 305-310.

3. Материаловедение: учебник для вузов / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, В.К. Зеленко, А.Н. Сергеев, О.В. Кузовлева, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Д. Бреки.; под ред. проф. А.Е. Гвоздева. Изд. 2-е доп. и испр. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 469 с.

4. Технология металлов и сплавов: учебник / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, Г.М. Журавлёв, Д.А. Провоторов.; Под ред. проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 490 с.

****

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫХ ИНДУКТОРОВ ИЗ СТАЛИ С МОДИФИЦИРОВАННОЙ В ПЛАЗМЕ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПРИ ГЕНЕРАЦИИ В НИХ СИЛЬНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Спирин А.В., Крутиков В.И., Колеух Д.С., Паранин С.Н., Мамаев А.С., Русских П.А.
Россия, Институт электрофизики УрО РАН, e-mail: ***spirin@iep.uran.ru***

DESTRUCTION FEATURES OF MAGNETIC-PULSED TOOL COILS OF STEEL WITH PLASMA MODIFIED SURFACE UNDER STRONG MAGNETIC FIELD GENERATION

Spirin A.V., Krutikov V.I., Koleukh D.S., Paranin S.N., Mamaev A.S., Russkikh P.A.

The work concerns the observation of destruction features of magnetic-pulsed tool single turn coils of several steel grades which had an inner channel surface modified by ion plasma nitriding. The check test pieces without plasma treatment were also studied. Microstructure and microhardness profiles across subsurface layer of treated and untreated coils applied for high magnetic field generation were studied. Magnetic field of 50 T in amplitude and 15 μs in half-period inside the coils was generated by outer coil. The brittle rupture of the inner surface in the view of microcrack network observed is considered to be the main mechanism of failure of the inductors with modified surface during the first several pulses, since nitrated steel is brittle enough; the following destruction is caused by the “saw effect” – spark erosion due to the crack vicinity overheating by high pulsed current (peak current was about 800–900 kA). The lowest endurance was inherent to the coils of nitrated steel 40Х. Experimental and analytical methods used and previous results obtained on durability testing of 30ХГСА steel coils are well described in [1].

Как известно, индукторы для магнитно-импульсной сварки металлов имеют небольшой ресурс, а разрушение индуктора происходит с рабочей поверхности, где материал подвергается интенсивным термомеханическим нагрузкам в результате силового действия импульсного магнитного поля – «магнитного давления», и разогрева джоулевым теплом [2]. Сосредоточение магнитных сил и нагрева в приповерхностном слое обусловлено диффузией магнитного поля и связанной с ней поверхностной концентрацией тока (скин-эффект). При этом термические напряжения могут до 2 раз превышать механические, обусловленные чисто магнитным давлением. Существенное воздействие на характер тепловыделения в поверхностных слоях проводника может быть достигнуто за счет формирования градиента электропроводности материала [3]. Именно этого эффекта предполагалось достичь на практике ионно-плазменным азотированием стали. Этот подход предложен авторами недавно [1], и полученный результат (эффект) в полной мере еще не изучен. Настоящая работа посвящена исследованию механических свойств, особенностей разрушения и стойкости к разрушению магнитно-импульсных индукторов из сталей 40Х, 50ХГА, 38Х2МЮА, 3Х2В8Ф, 4Х5В2ФС и У8А с модифицированной в плазме электронного пучка рабочей поверхностью при генерации в них сильного магнитного поля (СМП) амплитудой 50 Тл и длительностью полупериода около 15 мкс.

Методика эксперимента детально описана в [1]. Из сталей были изготовлены концентраторы магнитного потока (КМП) в виде цилиндрических втулок со скошенными внутренними кромками, разрезанных на две половины для удобства наблюдения, – составных КМП (рис. 1). Были исследованы КМП, обработанные при 500°С/4 ч в аргон-азотной плазме и без плазменной обработки (образцы сравнения). Для генерации СМП использовали индуктор с концентратором магнитного потока, в котором сменные составные КМП были объектами исследования. Были измерены профили микротвердости *Hv* поперек цилиндрического канала обработанных и необработанных в плазме КМП в исходном состоянии и после генерации в них СМП (*4 разных образца для каждой стали*).

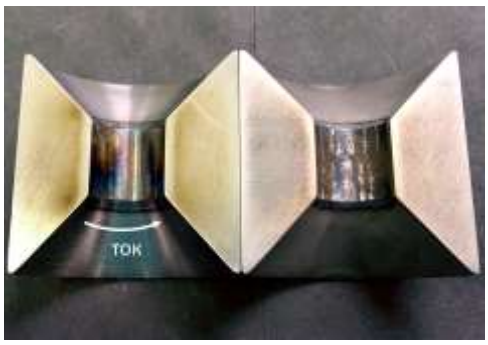


Рис. 1. КМП (40Х) после 5 импульсов СМП (слева – неазотированный, справа – азотированный).

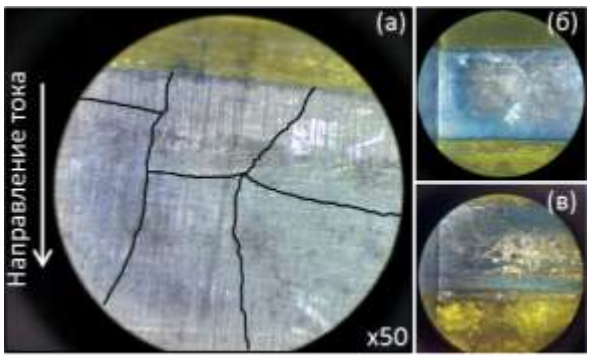


Рис. 2. Изображение азотированной поверхности КМП (40Х) после воздействия СМП: а, б, в – 1, 2 и 5 имп.

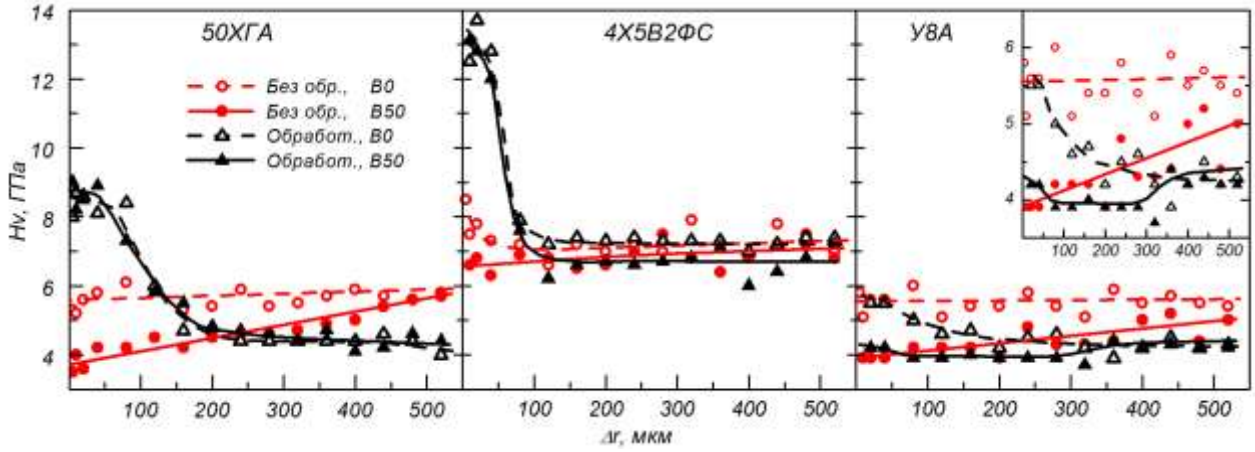


Рис. 3. *Профили микротвердости Hv по радиусу индукторов из различных сталей, обработанных в плазме и без обработки, в исходном состоянии (В0) и после воздействия 5 импульсами магнитного поля 50 Тл (В50).*

На рис. 1 показан внешний вид КМП из 40Х после воздействия 5 импульсов СМП. Видно, что азотированный образец имеет на внутренней поверхности канала продольные трещины, ориентированные поперек протекания тока, со следами электроэрозии. На образцах сравнения из 40Х и других сталей за исключением 50ХГА растрескивания после 5 импульсов поля не наблюдали. На рис. 2 приведены изображения внутренней поверхности азотированного КМП из стали 40Х после воздействия импульсами СМП: 1, 2 и 5 импульсов. Наблюдение показывает, что уже после первого импульса поля на поверхности такого КМП появляется сетка микротрещин (рис. 2а, трещины выделены линиями) произвольного направления. Такая картина растрескивания свидетельствует о механизме разрушения в результате быстрого нагрева и остывания приповерхностного слоя на спаде магнитного давления, при котором в нем возникают растягивающие усилия. В таких условиях достаточно твердая, но хрупкая азотированная сталь не выдерживает. Для стали 40Х такая картина растрескивания оказалась наиболее характерной и наблюдаемой. При последующих импульсах в тройных стыках сетки микротрещин происходит усиленная электроэрозия с образованием кратеров и выбросом расплавленного металла (рис. 2б, в). Формирование продольных трещин, обусловленных совместным действием магнитного давления (50 Тл соответствует давлению 1 ГПа) и нагрева, также имеет место (рис. 1, справа). При этом именно продольные трещины становятся видны невооруженным глазом при последующих импульсах вследствие электроэрозии – так называемого «эффекта пилы» [3]. На рис. 3 приведены профили микротвердости для КМП из ряда сталей для 4 случаев (см. подпись к рисунку). В исходном состоянии неазотированные стали имеют практически однородную твердость по глубине (характеризует прокаливаемость стали), азотированные – характерное распределение, с повышенным значением у поверхности. При этом уровень поверхностной твердости возрастает с ростом содержания хрома в стали, а толщина модифицированного слоя при этом снижается, что обусловлено влиянием хрома на диффузию азота.

Видно, что азотированные стали характеризуются улучшенной теплостойкостью: разогрев поверхностного слоя до 600°С (оценка) практически не приводит к разупрочнению в результате отпуска в отличие от необработанных сталей за исключением штамповых марок 4Х5В2ФС и 3Х2В8Ф. Отметим, что улучшения характеристик стали У8А при азотировании не достигнуто. Измерение электропроводности образцов из закаленных сталей до и после азотирования показало, что азотирование закаленных образцов приводит к ее увеличению (вопреки ожиданиям).

Таким образом, в работе исследованы термические эффекты в азотированных сталях различных марок при воздействии импульсами СМП и обнаружено формирование в хрупких материалах сетки микротрещин уже на первых импульсах СМП, возникающих, вероятнее всего, в результате быстрого остывания приповерхностного слоя, при котором в нем возникают растягивающие усилия.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-08-00919-а и частично Программой фундаментальных исследований УрО РАН №№ 15-17-2-27, 18-2-2-8.

Литература:

1.A. Spirin, V. Krutikov, D. Koleukh, [et al.] // Journal of Physics: Conf. Series, 2017, V. 830, P. 012080.

2.Сильные импульсные магнитные поля в физическом эксперименте / А.С. Лагутин, В.И. Ожогин. – М.: Энергоатомиздат, 1988. – 198 с.

3.Шнеерсон Г.А. Основы техники получения сильных и сверхсильных импульсных магнитных полей. Учеб. пособие. – СПб: изд-во Политехн. ун-та, 2011. – 310 с.

****

ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Малашенко В.В. [1,3], Малашенко Т.И. [2], Джанджгава К.Г.[3], Эсауленко А.Н. [3]

[1]Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, malashenko@fti.dn.ua

[2]Донецкий национальный технический университет, Донецк

[3]Донецкий национальный университет, Донецк

Использование лазерных технологий обработки является одной из основ бурного развития материаловедения и создания новых материалов с заданными свойствами и имеет как фундаментальное, так и прикладное значение. Использование лазерных импульсов высокой мощности позволяет генерировать ударные волны в металлах, сплавах и других функциональных материалах, в результате чего в них создаются сверхвысокие давления, происходит деформирование с экстремально высокой скоростью, а их структура претерпевает колоссальные изменения за очень короткие временные интервалы [1-3]. Высокая плотность энергии в лазерном импульсе позволяет оказывать значительное влияние на различные свойства материалов, в том числе механические. Использование лазеров позволяет управлять изменениями в системе структурных дефектов, которые влияют на прочность, пластичность и другие механические характеристики обрабатываемых материалов [2]. При облучении кристаллов мощными лазерными импульсами образуется ударная волна, при этом генерация точечных дефектов (вакансий и междоузлий) происходит во всем объеме твердого тела, по которому прошел волновой фронт. Изменяя мощность лазерного воздействия, мы можем в широких пределах изменять плотность неравновесных дефектов. Если с помощью лазерного импульса нагреть металл до высокой температуры, а затем быстро охладить, можно получить высокую плотность замороженных неравновесных вакансий [3]. Авторами упомянутой работы было показано, что существует оптимальная длительность импульса, обеспечивающая максимальную концентрацию вакансий. При воздействии на металлы и сплавы мощных лазерных импульсов дислокации совершают надбарьерное движение, преодолевая препятствия динамическим образом без помощи тепловых флуктуаций. В динамической области скоростей основным механизмом диссипации является необратимый переход кинетической энергии движущейся дислокации в энергию ее изгибных поперечных колебаний в плоскости скольжения. Такой механизм весьма чувствителен к виду колебательного спектра дислокаций, в частности, к наличию в нем щели. Эта щель может быть сформирована благодаря коллективному взаимодействию точечных дефектов с дислокацией (прежде всего вакансий и растворенных примесных атомов) или взаимодействию дислокации с другими подвижными дислокациями ансамбля. При воздействии мощных лазерных

импульсов плотность подвижных дислокаций возрастает на несколько порядков и может достигать значений 10^{14} -10^{15}м$^{-2}$. Таким образом, спектр дислокационных колебаний формируется под влиянием конкурирующих взаимодействий, и зависимость, динамического коэффициента торможения дислокаций (а, следовательно, и зависимость неупругих свойств кристаллов) от концентрации дефектов различного типа будет определяться тем, какое взаимодействие является доминирующим. В работе получены аналитические выражения для вкладов дефектов различного типа как в формирование колебательного спектра, так и в величину динамического предела текучести кристалла. Если лазерному воздействию подвергаются состаренные сплавы с высокой концентрацией зон Гинье-Престона, то динамическое торможение дислокаций этими зонами при определенных условиях приобретает характер сухого трения. Вклад этого механизма диссипации в величину деформирующих напряжений при высокоскоростной деформации под действием лазерных импульсов высокой мощности не зависит от скорости деформации, но зависит от плотности подвижных дислокаций и концентрации вакансий и примесных атомов.

Литература

1.K. Tapasa, Bacon D. J. and Osetsky Yu. N. Computer simulation of dislocation–solute interaction in dilute Fe–Cu alloys // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering.-2006.- Vol.14.- P. 1153–1166.

2.Ф.Х. Мирзоев, В.Я. Панченко, Л.А. Шелепин. УФН, **166**, 3 (1996).

3.М.И. Маркевич, А.М. Чапланов. Металлофизика, **7**, 100 (1985).

4.V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., **404**, 3890 (2009).

5.В.В. Малашенко, ПЖТФ, **43**, 36 (2017).

7.В.В. Малашенко, ПЖТФ, **42,** 1 (2016).

8.D. Tramontina, E. Bringa, P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Y. Tang. High Energy Density Physics **10,** 9 (2014).

*****

Установлено, что наибольшая скорость распространения стресс-коррозии достигается вследствие влияния водорода при наличии больших статических напряжений. Все остальные факторы в меньшей степени влияют на скорость и либо усиливают влияние этого фактора, либо ослабляют.

Причиной попадания водорода в металл являются металлургические процессы при выплавке стали и проникновение из внешней среды в процессе эксплуатации. Источниками водорода для магистральных трубопроводов являются: грунтовая вода и содержимые в ней кислоты и гидраты, продукты, перекачиваемые по трубопроводу (нефть, газ, нефтепродукты, другие углеводороды, вода, присутствующий в продуктах сероводород). В качестве источника можно предположить также интересную гипотезу о миграции водорода из недр Земли в виде свободного газа H_2 и силицидов.

В предлагаемой авторами модели процесс проникновения водорода из внешней среды происходит как непрерывное развитие совокупности следующих этапов: контакт поверхности трубопровода с водородосодержащей средой, адсорбция водорода на поверхности, переход водорода через границу фаз, диффузия водорода в металле, образование обуславливающих растрескивание структур.

Контакт поверхности трубопровода с водородосодержащей средой.

Основной предпосылкой контакта металла трубопровода с водородосодержащей средой является нарушение изоляции. Поверхность трубы оказывается под действием грунтовой воды, которая может являться источником водорода. В условиях катодной защиты, когда разность потенциалов грунт-труба оказывается ниже -850 мВ относительно контрольного электрода $Cu/CuSO_4$, может происходить выделение водорода.

Адсорбция водорода на поверхности.

Грунтовая вода является электролитом и представляет собой раствор солей, кислот и прочее. Под действием катодного потенциала электрохимзащиты трубопровода, положительные ионы водорода из электролита поступают на поверхность металла. Также на катоде происходит электролиз с выделением водорода и других катионов из электролита. На поверхности трубопровода происходит адсорбция водорода – значительное превышение концентрации последнего на границе фаз.

Переход водорода через границу фаз.

Переход водорода из адсорбированного состояния в объем металла происходит по механизмам адсорбции и диффузии. Переход водорода в объем металла происходит в виде протона.

При адсорбции водород захватывается и переносится в объем металла движущимися дислокациями, которые являются следствием медленной пластической деформации из-за высоких напряжений, либо циклических нагрузок. При втором механизме происходит диффузия водорода в зону предразрушения под действием высокого градиента напряжений перед вершиной трещины. Диффузионный механизм наиболее характерен для высокопрочных низкопластичных сталей.

Диффузия водорода в металле.

К диффузии в металле способен только атомарный водород, диффузия молекулярного водорода отсутствует. Для водорода в стали характерна очень быстрая диффузия и относительно низкий предел растворимости (по разным данным колеблется около 300-400 ppm). Коэффициент диффузии водорода в металле даже при комнатной температуре очень высок и на несколько порядков превышает значение коэффициентов диффузии углерода, азота, кислорода. Отмечается, что абсолютное значение для диффузии водорода в железе имеет большой разброс. В качестве причины такого разброса рассматриваются: влияние поверхности, захват водорода примесями, дислокации, границы зерен, преципитаты (фаза, в которой выделяются примесные атомы, в случае превышения уровня растворимости в веществе при данной температуре) и формирование молекулярного водорода в микропорах, внутренние и приложенные избыточные нагрузки. Считается, что водород диффундирует в металл транскристаллически по всей решетке, избирательность диффузии по дефектам и границам зерен обычно не учитывается.

Образование обуславливающих растрескивание структур.

Проникающий в металл водород может участвовать в разных реакциях. Он образовывает твёрдый раствор, накапливается в дислокациях, микропорах, микротрещинах. Он объединяется с другим таким же атомом и образовывает молекулу водорода, которая становится устойчивой и неподвижной, поэтому искажает кристаллическую решётку, создаёт внутреннее напряжение, и становится препятствием для движения дислокаций. Он также легко соединяется с углеродом карбидной составляющей стали и приводит к следующим явлениям:

обезуглероживание металла (блокировка атомов углерода проникшими атомами водорода) по схеме $Fe_3C + 4H = 3Fe + CH_4$; при этом молекула метана образуется путём последовательного присоединения атомов водорода ($C + H \rightarrow CH$; $CH + H \rightarrow CH_2$; … $CH_3 + H \rightarrow CH_4$);

блокировка дислокаций новыми образованиями (CH, CH_2, CH_3, CH_4) и охрупчивание металла;

накопление метана по границам зерен и рост давления в межзеренных микропорах;

рост внутренних напряжений и повышение общего напряженного состояния металла;

разрыв связей между зернами (межкристаллитное растрескивание);

объединение микротрещин, образование и рост макротрещин в направлении, перпендикулярном максимальному растягивающему напряжению.

Изложенная выше модель развития стресс-коррозии объясняет многие известные факты, не нашедшие до сих пор чёткого объяснения. Например, всегда стоял вопрос: почему стресс-коррозия происходит на магистральных газопроводах (МГ) и отсутствует на других трубопроводах? Как показал сравнительный анализ, магистральные газопроводы имеют большие диаметры и эксплуатируются под большими рабочими давлениями. Это приводит к тому, что механические напряжения в стенке МГ значительно выше, чем на всех других трубопроводах, и достигают критическое напряжение стресс-коррозии.

Итак, выделим основные моменты физической модели стресс-коррозии МГ.

1. Охрупчивание и растрескивание металла труб связано с накоплением водорода в металле.
2. Водород проникает в металл в виде протонов.
3. Существует несколько механизмов образования атомарного водорода на поверхности трубы.
4. Атомарный водород выделяется на участках с отслоившимся изоляционным покрытием.
5. Внедрение водорода в металл происходит в условиях повышенных растягивающих механических напряжений.
6. Водород в микроструктуре металла вызывает блокировку дислокаций, обезуглероживание, рост зерна и, в итоге, охрупчивание, зарождение и рост микротрещин.
8. Интенсивность процесса растрескивания металла ускоряется с повышением механических напряжений в стенке трубопровода.
9. Система электрохимической защиты трубопроводов в существующем схемном решении не препятствует стресс-коррозии МГ.

Все известные факты и результаты исследований других учёных (необязательно в области трубопроводного транспорта) полностью подтверждают сформулированную физическую модель. Из данной физической модели следует основной метод защиты от стресс-коррозии - исключить образование атомарного водорода на поверхности металла труб.

****

ВЛИЯНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ НА ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Федоров В.А.[1], Яковлев А.В.[1], Плужникова Т.Н.[1], Федотов Д.Ю.[1], Березнер А.Д.[1], Махаматов Н.Д.[2]

[1]Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, e-mail: DAK-83@mail.ru

[2]Россия, Московский государственный университет имени Ломоносова М.В., физический факультет,e -mail:zeropulse8@gmail.com

INFLUENCE OF THE FATIGUE TESTS ON CHANGE IN MAGNETIC PROPERTIES OF AMORPHOUS METAL ALLOYS BASED ON COBALT

Fedorov V.A., Yakovlev V.A., Pluzhnikova T.N., Fedotov D. Yu., Berezner A.D., Makhamatov N.D.

Abstract. The work investigated the variation of the magnetic characteristics of metallic glasses after fatigue tests in bending and in tension. It is established that under these tests, the variation of the magnetic characteristics is observed.

Несмотря на значительное число опубликованных работ [1], посвященных исследованию магнитных и магнитоупругих свойств аморфных металлических сплавов до сих пор отсутствуют целостные представления, связывающие между собой процессы перестройки доменной структуры аморфных металлических сплавов, особенности их структурного состояния, магнитные, магнитоупругие свойства. Выработка таких представлений затруднена из-за целого ряда факторов, среди которых следует отметить сложность наблюдения у таких сплавов доменной структуры и процессов ее перестройки под действием магнитного поля и упругих деформаций, высокую чувствительность магнитной и фазовой структур к режимам предварительных обработок, а также многообразие объектов исследования, отличающихся методами получения и геометрическим параметрами (аморфные металлические сплавы в виде лент, пленок и проволок). При этом для объяснения свойств аморфных металлических сплавов практически не использовались представления о механизмах перестройки доменной структуры развитые для тонких магнитных пленок. Широкое использование этих представлений стало актуальным только в конце 90-х годов прошлого – начале нынешнего века, после обнаружения у аморфных сплавов эффекта гигантского магнито-импеданса [2]. В последние несколько лет все более актуальным направлением в области исследования аморфных металлических сплавов становится направление, связанное с целенаправленным управлением их магнитными свойствами. Дальнейшее развитие исследований в этой области непосредственно связано с изучением взаимосвязи магнитных и магнитоупругих характеристик аморфных металлических сплавов с процессами перестройки их доменной структуры под действием внешних магнитных полей и упругих деформаций.

В настоящее время недостаточно полно исследовано поведение магнитоупругих характеристик аморфных металлических сплавов в магнитных полях, а также влияние на эти характеристики различных видов предварительной обработки сплавов и упругих деформаций. Не разработаны систематические представления о процессах перестройки магнитной доменной структуры в аморфных металлических пленках, лентах и проволоках, под действием магнитного поля и упругих напряжений. Практически не исследованы вопросы влияния рельефа поверхности и неоднородностей магнитной структуры на магнитные и магнитоупругие свойствам аморфных металлических лент и проволок.

Большой интерес, который привлекают к себе аморфные металлические сплавы или металлические стекла, обусловлен как фундаментальными проблемами (задачами), так и прикладными аспектами их использования Особенностью аморфных твердых тел и, в частности, аморфных металлических сплавов, является отсутствие у них дефектов, присущих кристаллическим твердым телам (дислокаций, границ зерен и т.д.) что во многом обусловливает высокие магнитные свойства аморфных металлических сплавов. Варьирование химического состава также позволяет воздействовать на магнитные характеристики.

В последние несколько лет все более актуальным направлением в области исследования аморфных металлических сплавов становится направление, связанное с целенаправленным управлением их магнитными свойствами. Дальнейшее развитие исследований в этой области непосредственно связано с изучением взаимосвязи магнитных и магнитоупругих характеристик аморфных металлических сплавов с процессами перестройки их доменной структуры под действием внешних магнитных полей и упругих деформаций.

Одной из значимых проблем при исследовании неупорядоченных сред таких как аморфные металлические сплавы остается проблема стабильности магнитных свойств и контроля изменений их физических и механических характеристик.

В работе проведены исследования магнитных характеристик аморфных металлических сплавов. Для проведения исследований использовали ленты аморфных сплавов на основе кобальта системы Co-Fe-Mn-Si-B-Cr (АМАГ 186), полученных методом спиннингования. Размеры образцов для исследований 0,02×3,5×50 мм.

В первой части работы проводились испытания на растяжение на специально разработанном устройстве. В данной работе были использованы элементы, обеспечивающие создание переменных напряжений в интервале 200–375 МПа. Во второй части работы проводились испытания на изгиб на специально разработанном устройстве. Частота нагружения образца составляла 12 Гц. Максимальное напряжение создавамое в образце составляло 1,18 ГПа. После указанных воздействий исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore. Для всех образцов определяли: намагниченность насыщения, коэрцитивное поле, остаточную намагниченность. На

вибрационном магнитометре были сняты петли гистерезиса для всех образцов сплава АМАГ-186 после указанных обработок, как до разрушения, так и после разрушения. В исходном состоянии все исследованные сплавы являются магнитомягкими с узкой петлей гистерезиса.

Установлено, что при усталостных испытаниях на изгиб в случае разрушения происходит изменение коэрцитивного поля на ~ 15%, что может быть связано с уменьшением количества дефектов. Остаточная намагниченность у образца до разрушения падает на 50%, что может быть связано с атомными перестройками, происходящими в толще образца.

Испытания на растяжение без разрушения приводят к снижению остаточной намагниченности и коэрцитивного поля. Намагниченность насыщения практически не изменяется. Увеличение числа циклов испытаний приводит к росту намагниченности насыщения, что может быть связано со снятием закалочных напряжений. Последующее разрушение образцов приводит к росту остаточной намагниченности, остальные характеристики практически не изменяются.

Нагружение образца при обработке вызвало уменьшение коэрцитивной силы, по-видимому, уменьшив, таким образом, дефекты структуры материала.

Кобальт относится к группе железа, являющегося ферромагнетиком, что может являться причиной изменения магнитных характеристик исследуемых сплавов.

Следует отметить, что на основании полученных результатов можно говорить о возможности управления магнитными свойствами конкретного аморфного материала с помощью внешних воздействий, что является важным заключением для современной промышленности.

Таким образом, усталостные испытания на растяжение и изгиб приводят к изменению магнитных характеристик исследуемых сплавов. В стадии предразрушения происходит снижение остаточной намагниченности, после разрушения происходит рост остаточной намагниченности, что может быть связано с атомными перестройками, происходящими в толще образца.

Литература:

1.Яковлев, А.В. Изменение магнитных свойств аморфных металлических сплавов, вызванное внешним воздействием / А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, А.Д. Березнер, Франсишку Домингуш Антониу // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21. – № 3. – С. 1453-1455.

2.Семиров, А.В. Импеданс и магнитные свойства аморфных лент CoFeCrSiB вблизи температуры Кюри / А.В. Семиров, М.С. Деревянко, Д.А. Букреев, А.А. Моисеев, Г.В. Курляндская // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – Вып. 5. – С. 154-157.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553_а)

****

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПОВЕДЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Федоров В.А.[1], Березнер А.Д.[1], Махаматов Н.Д.[2], Плужникова Т.Н.[1], Васильева С.В.[1], Яковлев А.В.[1], Федотов Д.Ю.[1]

[1]Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

[2]Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия,
zeropulse8@gmail.com

INFLUENCE OF EXTERNAL IMPACT ON THE BEHAVIOR OF MAGNETIC CHARACTERISTICS OF AMORPHOUS ALLOYS BASED ON COBALT

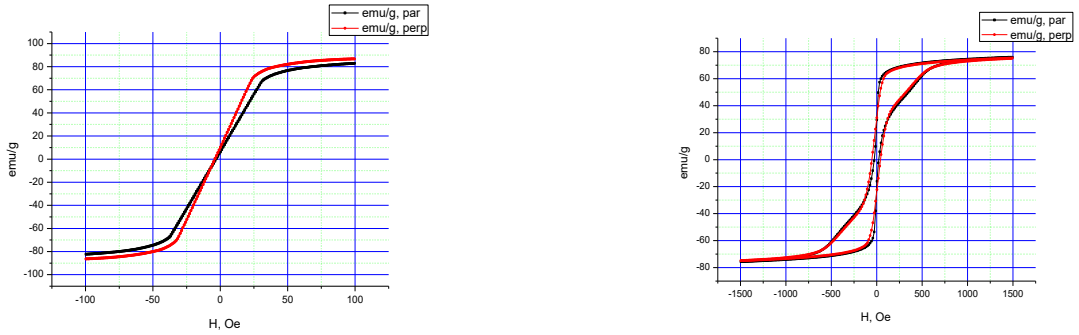
Fedorov V.A., Berezner A.D., Mahamatov N.D., Pluzhnikova T.N., Vasilyeva S.V., Yakovlev A.V., Fedotov D.Yu.

Change in the ferromagnetic hysteresis of AMAG-180 and AMAG-186 metallic glasses after their processing under various external conditions (laser pulse annealing, mechanical deformation, acid etching) has been studied in this work.

Количественная оценка внешнего воздействия на характеристики собственного магнитного поля металлических стекол позволяет исследовать динамику магнитной подсистемы материала вне состояния метастабильного равновесия [1].

В работе исследовали изменение ферромагнитного гистерезиса металлических стекол АМАГ-180 и АМАГ-186, после их обработки при различных внешних условиях (лазерный импульсный отжиг, механическая деформация, кислотное травление). В качестве образцов использовали ленты размерами 50×3,5×0,02 мм. Для оценки влияния лазерного воздействия на магнитные характеристики исследуемых образцов проводили локальный лазерный отжиг постоянной мощностью. Для оценки влияния механической деформации на магнитные свойства металлических стекол предварительно проводили испытания на усталостное растяжение и ползучесть. В условиях усталостных испытаний прикладывали переменную нагрузку постоянного знака в диапазоне 200 МПа - 375 МПа, с частотой 2 Гц. При испытаниях на ползучесть образцы с закрепленным грузом (F = 0.94 Н) помещали в печь и нагревали в температурном интервале 300 - 900 К. Скорость нагрева была постоянна и составляла ~1 К/с. В отдельной серии экспериментов аморфные ленты подвергали травлению в средах 1% HNO_3 - в течение 30 мин, NACE+200мг/л - в течение 24 часов и NACE+400мг/л - в течение 24 часов. Магнитные характеристики измеряли на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore-7407, при комнатной температуре. Внешнее поле магнитометра прикладывали в продольном и поперечном направлениях по отношению к образцу.

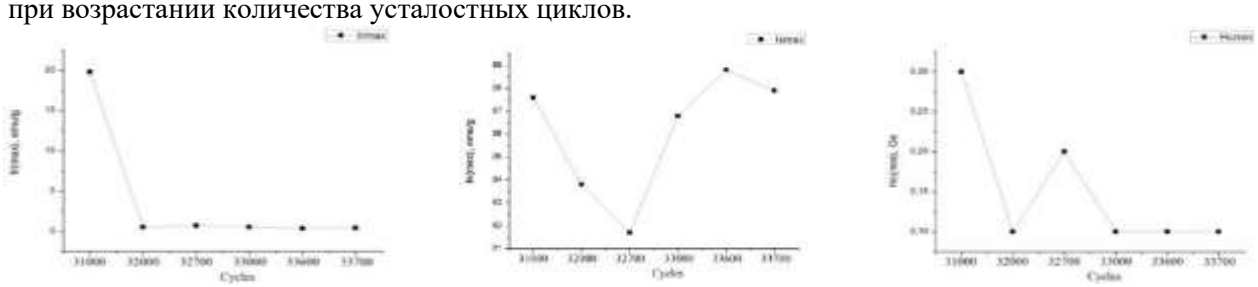
Установлено, что после воздействия лазерного отжига на поверхности образцов, величины коэрцитивного поля и остаточной намагниченности возрастают на порядок (Рис.1.).



а) *б)*

Рис.1. Кривые намагниченности ленточных образцов: а) – до и б) – после лазерного воздействия.

Этот результат может быть связан с возникновением магнитной анизотропии, обусловленной в свою очередь неоднородной кристаллизацией структуры в зоне лазерного воздействия. Показано, что с ростом количества циклов усталостных испытаний остаточная намагниченность I_R падает, намагниченность насыщения меняется незначительно в пределах от 81.7 до 88.8 (emu/g), а коэрцитивная сила уменьшается при малом числе циклов, с последующим восстановлением значения - при возрастании количества усталостных циклов.



а) *б)* *в)*

Рис.2. Изменение магнитных характеристик в условиях усталостного нагружения: а) – остаточная намагниченность, б) – намагниченность насыщения, в) коэрцитивная сила.

Влияние усталостных испытаний на форму гистерезиса аналогично влиянию статического давления Р на изменения магнитных характеристик аморфных ферромагнетиков [2]. Процессы ползучести и химического травления незначительно влияют на магнитные характеристики.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553-а) и гос. задания 3.8515.2017/БЧ

Список литературы:

1.Y. Song, Z. Li, Q. Sun, Z. Tang, T. Zhang, Y. Jiang Magnetic and electric property evolution of amorphous cobalt-rich alloys driven by field annealing // J. Phys. D: Appl. Phys. 45, 225001, 2012, pp. 1-7.
2.F.E. Luborsky. Amorphous metallic alloys // Butterworths, 1983, 534p.

****

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕХАНИЧЕСКИ НАПРЯЖЕННОГО КРЕМНИЯ НА ДЕФОРМИРУЮЩЕЙ ПОДЛОЖКЕ

Филиппов В.В.[1,2]
Россия, [1]Липецкий государственный педагогический университет им. П.П. Семенова-Тян-Шанского, [2]Липецкий государственный технический университет
wwfilippow@mail.ru

FEATURES OF ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF MECHANICALLY BUSY SILICON SUBSTRATE DEFORMING

Filippov V.V.

A model of deformation in the strained semiconductor structure consisting of an arbitrary number of layers of silicon and germanium. Calculated the relative strain in the layers of Si and Ge, and their dependence on the ratio of thickness of contacting semiconductors. The influence of strain and thickness ratio of composite layers on the basic parameters of energy band diagram of heterojunction silicon-germanium.

В настоящее время в электронике повышенный интерес вызывают гетерокомпозиции на базе элементарных полупроводников Si, Ge и их твердых растворов, в частности, кремний-германиевые структуры с совмещенной решеткой на податливой мембране, нанесенной на подложку (рис. 1). Настоящая работа посвящена моделированию механических деформаций и анализу влияний соотношения толщин на электрокинетические свойства структуры Si на Ge и SiGe.

В случае кремний-германиевой структуры, представляющей собой систему слоев Si и Ge, выражения, определяющие деформацию в пленках кремния, удобно представить в виде:

$$\left(\varepsilon_{Si}\right)_{11} = \left(\varepsilon_{Si}\right)_{22} = \frac{a_{Ge} - a_{Si}}{\xi \cdot a_{Ge} + a_{Si}}, \quad \left(\varepsilon_{Si}\right)_{33} = -\frac{2\nu_{Si}}{1-\nu_{Si}} \frac{a_{Ge} - a_{Si}}{\xi \cdot a_{Ge} + a_{Si}}, \tag{1}$$

где ν - коэффициент Пуассона, a – постоянная решетки недеформированного кристалла, ξ - безразмерный параметр, определяемый соотношением механических свойств (модуля Юнга) и суммарных толщин (h_{Si} и h_{Ge}) полупроводниковых слоев:

$$\xi = \frac{E_{Si}}{E_{Ge}} \frac{1-\nu_{Ge}}{1-\nu_{Si}} \frac{h_{Si}}{h_{Ge}}. \tag{2}$$

В кремнии энергетические минимумы зоны проводимости Δ_1 расположены по направлениям [100], [010] и [001] и их смещения под действием деформации определяются равенствами:

$$\Delta E_1[100] = \Xi_d \Delta + \Xi_u \varepsilon_{11},\ \Delta E_2[010] = \Xi_d \Delta + \Xi_u \varepsilon_{22},\ \Delta E_3[001] = \Xi_d \Delta + \Xi_u \varepsilon_{33} \tag{3}$$

где $\Delta = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$ – изменение объема при деформации, константа Ξ_d характеризует влияние всестороннего сжатия, а Ξ_u – одноосной деформации.

В германии простое сжатие или растяжение приводит к одинаковому смещению энергетических минимумов L_1 зоны проводимости в эквивалентных направлениях <111>

$$\Delta E_i = \left(\Xi_d + \frac{1}{3}\Xi_u\right)\Delta. \tag{4}$$

Для рассматриваемых однородных деформаций выражение для расщепления валентной зоны представляется в виде

$$\Delta E_v = a_v \Delta \pm b_v \left|(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{33})\right|, \tag{5}$$

где a_v, b_v – константы деформационного потенциала, знак «+» соответствует легким дыркам, знак «–» тяжелым.

Получены зонные диаграммы гетероперехода Si/Ge с учетом деформаций, для псевдоморфных пленок Ge на подложке Si(001) и Si на подложке Ge(001), а также для периода СР из слоев Si и Ge. Пример результатов расчетов зонных диаграмм приведен на рис. 2. Показано, что расположение зон благоприятствует созданию двухмерного дырочного газа в псевдоморфных пленках Ge, выращенных на подложке Si, и двухмерного электронного газа в псевдоморфных пленках Si, выращенных на подложке Ge. Очевидно также, что деформации приводят не только к количественным, но также к качественным изменениям в зонной структуре деформированных полупроводников, что должно привести, в свою очередь, к существенному изменению электронных свойств напряженного гетероперехода Si/Ge.

Для рассматриваемых деформаций пленки Si, с учетом смещения положения изоэнергетических эллипсоидов по направлениям [001], [010], [001], имеем следующие выражения для подвижностей электронов по различным направлениям:

$$\mu_{[001]} = \mu_0 \frac{3}{1+2K} \frac{1+2K\cdot\exp(\Delta E_3/(kT))}{1+2\exp(\Delta E_3/(kT))}, \qquad \mu_{[100]} = \mu_{[010]} = \mu_0 \frac{3}{2+K} \frac{2+K\cdot\exp(\Delta E_1/(kT))}{2+\exp(\Delta E_1/(kT))}, \quad (6)$$

где ΔE_1 и ΔE_3 - величины смещений дна зоны проводимости, μ_0 - подвижность электронов в недеформированном кремнии, k – постоянная Больцмана, K – коэффициент анизотропии подвижности электронов в кремнии (при T = 300К: $\mu_0 = 1.350\ \text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$, K = 5.471).

На рис. 3 показано изменение подвижности электронов в пленке кремния на высокоомной германиевой пленке (001). Верхняя кривая показывает изменение подвижности в направлении растяжения пленки *n*-Si, а нижняя - в перпендикулярном направлении (направлении сжатия). Видно, что в направлении растяжения пленки подвижность электронов может возрастать более чем на 100%.

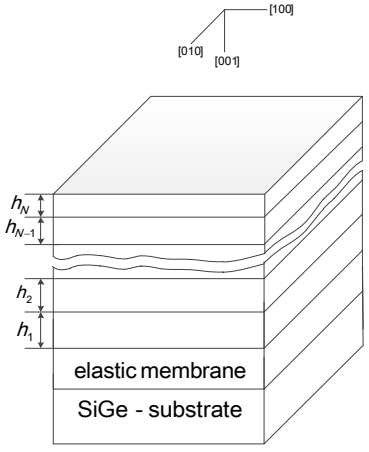


Рис. 1. Кристаллографическая ориентация полупроводниковой слоистой структуры

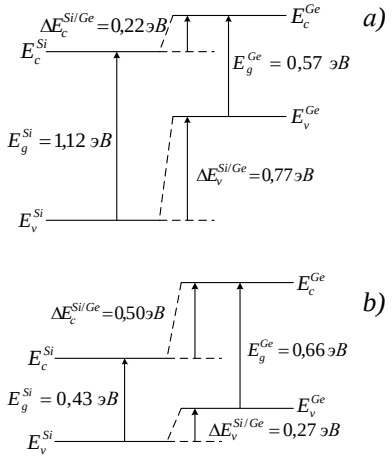


Рис. 2. Рассчитанные зонные диаграммы гетероперехода Si–Ge: a – для псевдоморфных пленок Ge на подложке Si(001); b – Si на подложке Ge(001).

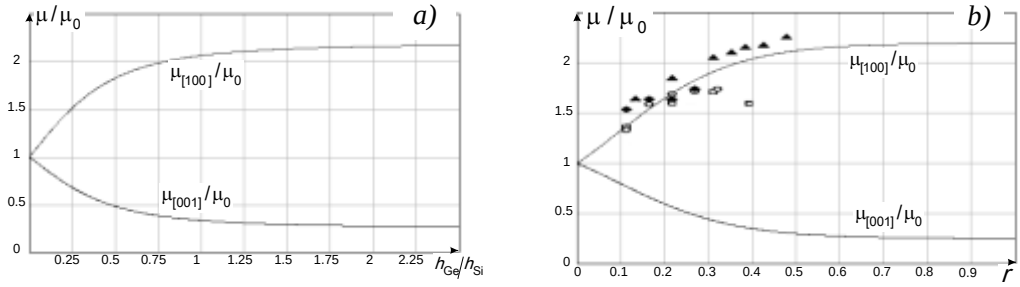


Рис. 3. Рассчитанные изменения подвижностей электронов в деформированном n-Si: a - от отношения толщин Si и Ge(001); б – от содержания Ge в релаксированной подложке $Si_{1-r}Ge_r$(001). Экспериментальные значения (фигурные точки) соответствуют данным обзора [Lee M.L. // J. Appl. Phys. 2005. V.97. P.011101].

Приведенные в работе выражения для деформаций и параметров зонной диаграммы напряженных гетеропереходов могут быть полезны для моделирования физических свойств деформированных полупроводников и электрических характеристик приборов на основе напряженных полупроводниковых гетероструктур.

****

ESTIMATION OF NUCLEAR REACTOR PRESSURE TUBES CONCERNING THEIR RESISTANCE TO DELAYED HYDRIDE CRACKING

Shmakov A.A.[1], Singh R.N.[2], Matvienko Yu.G.[3], Domizzi G.[4], Kolmakov A.G.[5]

[1] *Russia, Moscow Engineering Physics Institute,* shm-mephi@rambler.ru

[2] *India, Bhabha Atomic Research Centre,* rnsingh@barc.gov.in

[3] *Russia, A.A. Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute, RAS,* matvienko7@yahoo.com

[4] *Argentina, National Atomic Energy Commission, domizzi@cnea.gov.ar*

[5] *Russia, A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, kolmakov@imet.ac.ru*

The basic characteristics and operation conditions of Zr-2.5%Nb pressure tubes (PT) used in CANDU, Indian PHWR and RBMK-1000 channel nuclear reactors are presented in Table. The basic parameters of PT for the advanced Indian reactors IPHWR-700 are the same that for IPHWR-540 except the inlet and outlet temperatures (266 and 310^{0}C respectively).

The basic characteristics and operation conditions of Zr-2.5%Nb PT

Pressure tubes:	CANDU	IPHWR-540	IPHWR-220	RBMK-1000
Material	Zr-2.5%Nb			
Inside radius R, mm	51.6	51.7	41.3	40.0
Wall thickness t, mm	4.1	4.5	4.1	4.0
Threshold values K_{1th}, MPa.m$^{1/2}$	6-9	9-11		Not less than 11
Water coolant:	D_2O			Boiling H_2O
Inlet temperature, ^{0}C	250-265	260	249	265-270
Outlet temperature, ^{0}C	295-310	304	293	285-290
Internal pressure p, MPa	9-11.5	10-11.5	8.5-10	7-9

Because of the chemical reaction with the coolant (H_2O or D_2O) zirconium based PT oxidize and absorb some quantity of hydrogen (H or D), which can result in a sub-critical crack growth process called delayed hydride cracking (DHC). The mechanism of DHC is illustrated by Fig. 1.

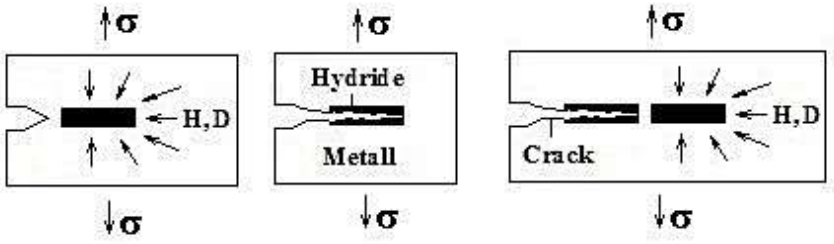


Fig. 1. The schematic illustration of the mechanism of delayed hydride cracking

The possible axial surface cracks in the tubular samples under internal pressure p are shown in Fig. 2. In the most deleterious case a radial propagation of the available surface crack can lead to a through-wall damage of PT and leak of the coolant. To describe a semi-elliptical surface crack in the samples we can use the parameters $p_1 = b/a, \quad p_2 = b/t$ and $p_3 = t/R$ (see Fig. 2).

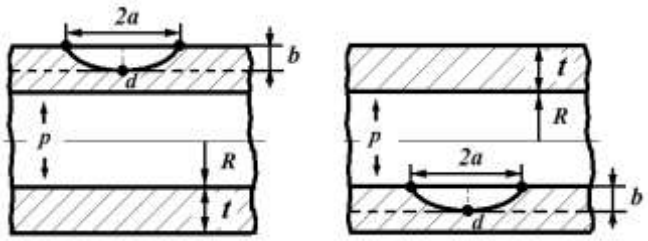


Fig. 2. The axial surface cracks in the tubular samples

The critical condition for DHC in a radial direction of PT can be conservatively written in the form of Eqs. 1-2:

$$K_1^{d(max)} = K_{1H}^{min}, \tag{1}$$

$$K_1^{d(max)} = \frac{(1+1.5p_3)(2-0.82p_1)}{\left[1-\left(0.89-0.57\sqrt{p_1}\right)^3\left(p_2\right)^{3/2}\right]^{3.25}}\sigma_{CTS}^{max}\sqrt{tp_2}, \tag{2}$$

where $K_1^{d(max)}$ – the maximum estimated values of stress intensity factor (SIF) in the deepest point of the crack (point *d* in Fig. 2), K_{1H}^{min} – the minimum experimental threshold SIF for DHC, σ_{CTS}^{max} – the maximum circumferential (tangential) tensile stresses.

For the thin-walled tubes with $p_3 \le 0.1$ (cylindrical shells) under internal pressure *p* the circumferential tensile stresses $\sigma_{CTS}^{p} = pR/t$. In addition to the stresses σ_{CTS}^{p} the residual tensile stresses σ_{CTS}^{res} can also exist in real PT. Therefore, in a general case $\sigma_{CTS}^{max} = \sigma_{CTS}^{p(max)} + \sigma_{CTS}^{res(max)}$.

Fig. 3 shows the dependencies $p_1^{cr} = f(p_2)$ calculated by Eqs. 1-2 for the tangential stresses $\sigma_{CTS}^{max} = \sigma_{CTS}^{p(max)}$ using the data from Table. In each considered case (PT of CANDU, IPHWRs and RBMK-1000) the region of the admissible (i.e. tolerant to DHC) defects, where $K_1^{d(max)} < K_{1H}^{min}$, is situated at the left and above of the calculated curve.

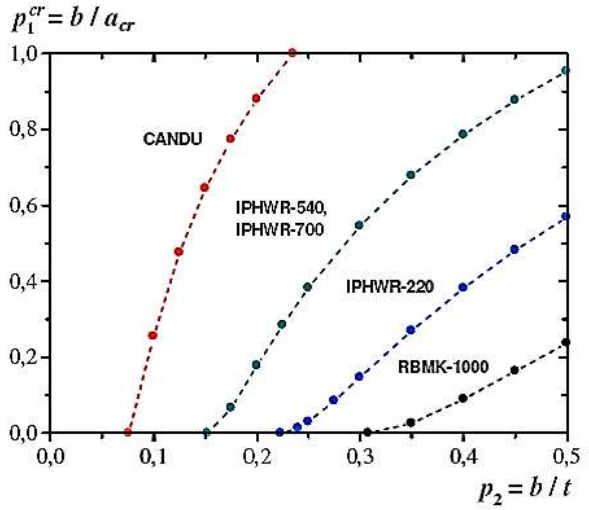


Fig. 3. The curves of the resistance to DHC calculated for Zr-2.5%Nb PT at $\sigma_{CTS}^{max} = \sigma_{CTS}^{p(max)}$
(the DHC resistance regions are situated at the left and above of the presented curves)

We can see from Fig. 3 that after relaxation of the residual stresses a potential danger of DHC in Zr-2.5%Nb PT arises only in the presence of the deep and long cracks. At that, the most narrow and wide regions of the admissible defects correspond to CANDU and RBMK-1000 PT respectively. The Indian PHWRs PT occupy in Fig. 3 the intermediate positions.

The highest resistance of RBMK-1000 PT (in comparison with CANDU and IPHWRs PT) can be explained by the lowest stresses σ_{CTS} and the highest values of K_{1H}. At that, the high values of K_{1H} for RBMK-1000 PT result from their efficient (mainly radial) crystallographic texture and low strength in a tangential direction.

****

SURFACE EFFECTS INFLUENCE IN THE CRYSTAL PLASTICITY AND FRACTURE

Shchukin E.D.[1,2], Savenko V.I.[2]

[1] *USA, Baltimore, Maryland, Johns Hopkins University*

[2] *Russia, Moscow, A.N. Frumkin Institute of physical chemistry and electrochemistry RAS, E-mail: visavenko@rambler.ru*

The mechanical behavior of crystalline materials is determined primarily by the generation, motion and interaction of dislocations. However, it is known that the presence and condition of the surface can exert a significant influence on both flow and fracture behavior of crystalline solids. It follows that the surface and its condition must, therefore, affect dislocation behavior. Indeed, it has been suggested that the surface or near-surface layers of a crystal may serve as a region in which dislocations are easily generated, or as a barrier to the escape of dislocations from within the crystal, and that these functions can be modified by the presence of adsorbed surface-active species, charge double-layers, non-equilibrium concentrations of solute atoms or point defects, solid surface films, and the like.

Despite a multitude of observations spanning decades, there is at present no unanimity of opinion concerning the mechanism of various surface phenomena. Indeed, there are at present, several controversies which should be aired and on which confrontation, in the spirit of better understanding, would be beneficial. The hard or soft-surface layer issue, interfacial aspects of surface films and their effect on mechanical behavior, Rehbinder phenomena, etc., are a few such issues.

Moreover, despite the known sensitivity of mechanical behavior to surface phenomena, such effects are largely disregarded in, for example, modern theories of work hardening or in general discussions of crystal plasticity. Indeed, the surface of a crystalline solid is usually regarded as a sharp discontinuity in an otherwise infinite continuum. This simplicity is often invoked in order to treat otherwise intractable analytical problems. However, as our ability to characterize and examine crystal surfaces becomes more elegant and sophisticated -- through advances in surface science and technology -- it becomes clear that the surface may not be so simply characterized. It is also clear that we have never examined truly clean surfaces.

Therefore, the importance of considering how the structural, chemical, and electronic properties of surfaces affect mechanical behavior becomes apparent. It seems clear that the time has come to analyse the item in order to address differences in point of view and to consider future approaches to understanding based upon a fuller appreciation of the characteristics and properties of surfaces. A better understanding of such phenomena is not only academically significant but may lead the way to entirely new areas of technology, ranging from easier methods of forming and machining shapes from strong solids to improved lifetime and reliability of complex and expensive structures in aggressive environments.

In this work the experimental and theoretical approaches to studying of stability and plastic/brittle damageability of a surface of solid bodies of the different nature under the conditions of influence the surface-active environment are compared in natural and technological processes. The role of contact interactions and primary plastic damage of a surface as defining condition of the beginning of destruction of a body is considered. In development of representations about mechanisms of Rehbinder effect appendices to surface plastic/brittle damage process are discussed: thermodynamic conditions of origin of a new phase and stability loss on Gibbs and Griffith, Hertz contact problem with the including the author’s dislocation schemes together with the kinetic approach of Zhurkov.

Literature

1. Shchukin E.D., Savenko V.I. Malkin. Lectures on Physico-chemical Mechanics. M.: Nobel Press. 2015. - 670 p.

2. Shchukin E.D., Zelenev A.S. Physical-Chemical Mechanics of Disperse Systems and Materials. N.-Y.: Taylor & Francis Group, LLC, 2016. - 374 p.

3. Savenko V.I., Shchukin E.D. New applications of the Rehbinder effect in ribology. A Review. // Wear. 1996. N194, P. 86; Shchukin E.D., Savenko V.I. // Mater. Sci. Trans. 2006. V.113, N 8. P. 2.

4. Shchukin E.D., Kochanova L.A., Savenko V.I. Modern Aspects of Electrochemistry. 24. Chapter 5. // R.E. White, B.E. Conway, J.O'M. Bockris (Eds),. N.-Y., 1993. P. 245.

5. L.A. Kochanova, V.M. Kuchumova, V.I. Savenko, E.D. Shchukin. Environment effect on sclerometric brittleness of ionic crystals. J. Materials Sci. 1992. V.27, N20. p. 5516-5522.

6. Shchukin E.D., Amelina E.A., Izmailova V.N. Role of interfaces in environmental protection. // S. Barany, Ed. Netherlands: Kluver. 2003. P. 81.

УДК 539.3

****

УДК 539.3

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ ТРУБОПРОВОДОВ С УЧЕТОМ ВЯЗКОУПРУГОГО ОСНОВАНИЯ

Худаяров Б.А., Тураев Ф.Ж.

Ташкентский институт ирригации и механизации сельского хозяйства, г.Ташкент, Узбекистан, khudayarovba@umail.uz , t.fozil86@mail.ru

NUMERICAL SIMULATION VIBRATIONAL PROCESSES OF PIPELINES ACCORDING TO THE VISCOELASTIC BASE

Khudayarov B.A., Turayev F.J.

The problem of oscillations of a straight section of a pipeline with a liquid flow is considered. The pipeline is modeled by a cylindrical shell on a viscoelastic base. A mathematical model of vibrational motions of viscoelastic large diameter pipelines with a flowing liquid is constructed. A computational algorithm based on the elimination of singularities of integral and integro-differential equations with singular kernels was developed, followed by the use of quadrature formulas, to solve the problems of the dynamics of viscoelastic pipelines with a flowing liquid. The influence of singularity in the heredity nuclei and Winkler's base on the vibrations of structures possessing viscoelastic properties is numerically investigated.

Проблема обеспечения высокопрочными трубами для строительства и эксплуатации мощностей по добыче и транспортировке нефти и газа является одной из первоочередных государственных задач. Решение ее начинается с формулировки требований к качеству труб, связанных с повышением надежности и долговечности трубопроводного транспорта. Одним из путей решения этой проблемы является использование в нефтегазовой отрасли труб из различных материалов, в том числе полимер содержащих [1].

Как известно, магистральные, технологические и промысловые газонефтепроводы представляют собой сложные инженерные конструкции, проложенные во многих регионах России и ряда республик СНГ и эксплуатируемые в разнообразнейших природно-климатических условиях. Следует отметить, что подземная, наземная и подводные прокладки трубопроводов, подводные переходы, различные электрохимзащиты от коррозии, особенности технологии строительства и конструктивных решений создают широкий спектр параметров прочности, устойчивости различных участков трубопроводов. В связи с тем, что в настоящее время при строительстве магистральных трубопроводов широко применяются трубы, изготовленные из различных естественных и искусственных (композитных) материалов при сложных климатических условиях, от проектировщика и расчетчика требуется максимально правильно оценить свойства материала трубы и реального грунта [2].

Целью данный работы является разработка математической модели, численного алгоритма и компьютерной программы для решения задачи о нелинейных колебаниях вязкоупругих тонкостенных трубопроводов большого диаметра на базе теории оболочек [3, 4].

Рассмотрим поведение тонкой круговой вязкоупругой цилиндрической оболочки, внутри которой с постоянной скоростью движется идеальная жидкость. Скорость жидкости равна U и имеет направление, совпадающее с направлением оси Ox.

Уравнения движения оболочки, полученные в рамках классических теории оболочек [1], с учетом наличия вязкоупругого основания, имеют вид:

$$(1-R^*)\left\{\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}+\frac{1-\mu}{2R^2}\frac{\partial^2 u}{\partial \theta^2}+\frac{1+\mu}{2R}\frac{\partial^2 v}{\partial x\partial\theta}+L_1(w)\right\}-\rho\frac{1-\mu^2}{E}\frac{\partial^2 u}{\partial t^2}=0,$$

$$\left(1-R^*\right)\left\{\frac{1}{R^2}\frac{\partial^2 v}{\partial\theta^2}+\frac{1-\mu}{2}\frac{\partial^2 v}{\partial x^2}+\frac{1+\mu}{2R}\frac{\partial^2 u}{\partial x\partial\theta}+L_2\left(w\right)\right\}-\rho\frac{1-\mu^2}{E}\frac{\partial^2 v}{\partial t^2}=0, \qquad (1)$$

$$D(1-R^*)\nabla^4 w+L_3^*(u,v,w)+k_1(1-\Gamma^*)w+\rho h\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}=q,$$

где D – цилиндрическая жесткость трубы, μ – коэффициент Пуассона материала трубы, E - модуль упругости материала трубы, ρ - его плотность; k_1 – коэффициент основания Винклера, R – радиус кривизны срединной поверхности; h – толщина стенки трубы; R^* – интегральный оператор вида: $R^*\varphi(t)=\int_0^t R(t-\tau)\varphi(\tau)d\tau$; $R(t-\tau)$ – ядро релаксации; операторы $L_1(w)$, $L_2(w)$, $L_3^*(u,v,w)$ будут такими:

$$L_1(w)=-\frac{\mu}{R}\frac{\partial w}{\partial x}+\frac{\partial w}{\partial x}\frac{\partial^2 w}{\partial x^2}+\frac{1+\mu}{2R^2}\frac{\partial w}{\partial\theta}\frac{\partial^2 w}{\partial x\partial\theta}+\frac{1-\mu}{2R^2}\frac{\partial w}{\partial x}\frac{\partial^2 w}{\partial\theta^2},$$

$$L_2(w)=-\frac{1}{R^2}\frac{\partial w}{\partial x}+\frac{\partial w}{\partial\theta}\frac{\partial^2 w}{\partial\theta^2}+\frac{1+\mu}{2R}\frac{\partial w}{\partial x}\frac{\partial^2 w}{\partial x\partial\theta}+\frac{1-\mu}{2R}\frac{\partial w}{\partial\theta}\frac{\partial^2 w}{\partial x^2},$$

$$L_3^*(u,v,w)=(1-R^*)\frac{Eh}{1-\mu^2}\left\{-\frac{\mu}{R}\frac{\partial u}{\partial x}-\frac{1}{R^2}\frac{\partial v}{\partial\theta}+\frac{w}{R^2}-\frac{\mu}{2R}\left(\frac{\partial w}{\partial x}\right)^2-\right.$$

$$\left.-\frac{1}{R^3}\left(\frac{\partial w}{\partial\theta}\right)^2\right\}-\frac{Eh}{1-\mu^2}\frac{\partial}{\partial x}\left\{\frac{\partial w}{\partial x}(1-R^*)\left[\frac{\partial u}{\partial x}+\frac{\mu}{R}\frac{\partial v}{\partial\theta}-\frac{\mu w}{R}\right]+\right.$$

$$\left.+\frac{1-\mu}{2R}\frac{\partial w}{\partial\theta}(1-R^*)\left(\frac{1}{R}\frac{\partial u}{\partial\theta}+\frac{\partial v}{\partial x}\right)\right\}-$$

$$-\frac{Eh}{1-\mu^2}\frac{1}{R}\frac{\partial}{\partial\theta}\left\{\frac{1}{R}\frac{\partial w}{\partial\theta}(1-R^*)\left[\mu\frac{\partial u}{\partial x}+\frac{1}{R}\frac{\partial v}{\partial\theta}-\frac{w}{R}\right]+\right.$$

$$\left.+\frac{(1-\mu)}{2}\frac{\partial w}{\partial x}(1-R^*)\left(\frac{1}{R}\frac{\partial u}{\partial\theta}+\frac{\partial v}{\partial x}\right)\right\},$$

q – давление жидкости на стенку трубопровода:

$$q=-\varphi_{am}^*\rho\left(\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}+U^2\frac{\partial^2 w}{\partial x^2}\right),$$

где $-\varphi_{am}^*\rho$- присоединенная масса жидкости; m – число волн, образующихся по окружности, α - волновой число или постоянной распространения фазы.

Полученные нелинейные ИДУ в частных производных с помощью метода Бубнова-Галеркина при рассмотренных граничных условиях сводятся к решению систем нелинейных обыкновенных ИДУ с постоянными или переменными коэффициентами относительно функции времени. Для исследования колебательных процессов трубопровода предлагается численный алгоритм решение нелинейных интегро-дифференциальных уравнений с сингулярными ядрами. На основе разработанного вычислительного алгоритма создан комплекс прикладных программ. Численно исследовано влияние сингулярности в ядрах наследственности и основания Винклера на колебания конструкций, обладающих вязкоупругими свойствами.

Литература

1.Якубовская С.В., Сильницкая Н.Ю., Иванова Е.Ю. Явление ползучести и релаксации армированных полиэтиленовых трубопроводов // Фундаментальные исследования. 2015. № 2. – С.1676-1680.

2.Гаджиев В.Дж., Расулова С.Р., Джафаров Х.Г. Свободное колебание прямоугольного участка неоднородного трубопровода, лежащего на двух константном основании // Нефтегазовое дело. 2015, Т. 13. №4. – С. 137-141.

3.Вольмир А.С. Оболочки в потоке жидкости и газа. Задачи гидроупругости. – М.: Наука. 1979. - 320 с.

4.Григолюк Э.И., Мамай В.И. Нелинейное деформирование тонкостенных конструкций. – М.: Наука. Физматлит, 1997. – 272 с.

****

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАВНОВЕСНОЙ ШЕРОХОВАТОЙ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ ВТУЛКИ ФРИКЦИОННОЙ ПАРЫ

Ахундова П.Э.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, sopromat_v@mail.ru

DETERMINATION OF EQUILIBRIUM ROUGH FRICTION SURFACE OF HUB OF FRICTION PAIR

Akhundova P.E.

Based on the model of rough friction surface the theoretical analysis on determination of the inner surface microgeometry of the hub of contact pair, which is formed under the conditions of the friction unit operation to end of the run-in period, is carried out.

В процессе эксплуатации элементов контактной пары во время многократных движений плунжера поверхностные слои втулки и плунжера испытывают максимальные напряжения. В связи с этим разрушение (изнашивание) фрикционной пары начинается обычно с поверхности. Следовательно, очень важной проблемой является придание поверхностному слою втулки и плунжера высоких эксплуатационных качеств. Одной из эффективных мер повышения износостойкости элементов фрикционной пары путем уменьшения первоначального износа является создание такой поверхности втулки и плунжера, шероховатость которой приближается к шероховатости приработанных элементов трущейся пары. Такая микрогеометрия называется «равновесной» или «оптимальной» поверхностью. Таким образом, изменяя шероховатость и микрогеометрические погрешности геометрии поверхности, а также другие показатели качества поверхности втулки и плунжера, можно снизить их износ, в первую очередь за счет его уменьшения в период приработки.

Рассмотрим напряженно-деформированное состояние втулки контактной пары при действии нормальной и касательной к внутреннему контуру нагрузок. Внутренний контур втулки и наружный контур плунжера близки к круговому. Полагаем, что втулка на внешнем контуре имеет некоторые смещения. Представим границу внутреннего контура (исходную шероховатость) в виде

$$\varepsilon = R + \delta(\theta), \quad \delta(\theta) = \varepsilon H(\theta),$$

где $\varepsilon = R_{\max} / R$ – малый параметр; R_{max} – наибольшая высота выступа (впадины) неровности внутренней поверхности втулки.

Требуется определить микрогеометрию поверхности втулки фрикционной пары, которая формируется в условиях эксплуатации узла трения к концу периода приработки. Износ деталей контактной пары считается абразивным.

Для решения поставленной задачи вначале необходимо определить время приработки фрикционной пары «втулка-плунжер». Обычно износостойкость плунжера намного выше износостойкости втулки. Поставленная задача сводится к нахождению времени приработки (изнашивания) $t = t_{пр}$, по истечению которого контактное давление уменьшается до величины

и изнашивание материала втулки прекращается. Здесь – предельная сила трения, ниже

которой истирание поверхности контактной пары «втулка-плунжер» практически не происходит; f – коэффициент трения фрикционной пары.

Действующую удельную силу трения выразим через коэффициент трения пары f и контактное давление $p(\theta,t)$ в виде

$$\tau = fp(\theta,t).$$

К концу приработки $t = t_{пр}$ удельная сила трения τ окажется равной τ^0, т.е.

$$fp(\theta,t_{пр}) = \tau^0.$$

Используя формулы для контактного давления, находим

$$f\left\{[p_0^{(0)}(\theta)+t_{пр}p_1^{(0)}(\theta)+...]+\varepsilon[p_0^{(1)}(\theta)+t_{пр}p_1^{(1)}(\theta)+...]\right\}=\tau^0.$$

Ограничиваясь для простоты линейными членами относительно времени, находим

$$t_{пр}=\frac{\tau^0 - f[p_0^{(0)}(\theta)-\varepsilon p_1^{(1)}(\theta)]}{f[p_0^{(1)}(\theta)-\varepsilon p_1^{(1)}(\theta)+...]}.$$

Здесь функции $p_0^{(0)}(\theta)$, $p_1^{(0)}(\theta)$, $p_0^{(1)}(\theta)$, $p_1^{(1)}(\theta)$ были определены в [1-3] в виде разложений в ряды Фурье.

Для износа материала втулки находим

$$h_{пр}(\theta,t_{пр})=K_b\left\{[p_0^{(0)}(\theta)+\varepsilon p_1^{(1)}(\theta)]t_{пр}+[p_1^{(0)}(\theta)+\varepsilon p_1^{(1)}(\theta)]\frac{t_{пр}^2}{2}+...\right\}. \quad (1)$$

Здесь K_b коэффициент изнашивания материала втулки.

Полученное соотношение (1) позволяет определить износ любой точки поверхности трения втулки к концу периода приработки. К концу периода приработки геометрия контактной поверхности втулки будет

$$r=\rho(\theta)-h_{пр}(\theta,t_{пр})=R+\varepsilon H(\theta)-K_b\left\{[p_0^{(0)}(\theta)+\varepsilon p_1^{(1)}(\theta)]t_{пр}+[p_1^{(0)}(\theta)+\varepsilon p_1^{(1)}(\theta)]\frac{t_{пр}^2}{2}+...\right\} \quad (2)$$

Таким образом, для снижения износа втулки контактной пары нужно при изготовлении создавать первоначальную внутреннюю поверхность втулки согласно уравнению (2). Это повысит износостойкость втулки контактной пары за счет уменьшения первоначального износа.

Аналогично рассматривается задача по определению равновесной шероховатости для плунжера контактной пары.

Литература

1.Мирсалимов В.М., Ахундова П.Э. Минимизация контактного давления для фрикционной пары “втулка—вал” // Трение и износ, 2015, Т. 36, № 5, С. 529-535.

2.Мирсалимов В.М., Ахундова П.Э. Минимизация абразивного износа внутренней поверхности втулки фрикционной пары // Трение и износ, 2016, Т. 37, № 5, С. 551-557.

3.Mirsalimov V.M., Akhundova P.E. Minimization of the thermal state of the hub of a friction pair // Engineering Optimization, 2017, https://doi.org/10.1080/0305215X.2017.1328062.

****

ТОРМОЖЕНИЕ КРИВОЛИНЕЙНОЙ КОГЕЗИОННОЙ ТРЕЩИНЫ В ИЗГИБАЕМОЙ ПОЛОСЕ (БАЛКЕ) НАВЕДЕННЫМ ТЕПЛОВЫМ ПОЛЕМ НАПРЯЖЕНИЙ

Мустафаев А.Б.

Азербайджан, Институт математики и механики НАН Азербайджана, azer_bm@list.ru

RETARDATION OF CURVILINEAR COHESIVE CRACK IN A BENDING STRIP (BEAM) BY INDUCED HEAT STRESS FIELD

Mustafayev A.B.

We consider a temperature changes near end of curvilinear crack with end zones of material cohesive forces in bending strip (beam). The aim of the local temperature changes is a delay or inhibition of crack growth. Boundary value problem for equilibrium of curvilinear crack under the action of external bending loads, induced thermoelastic stress field and tractions in bonds, preventing its disclosure, is reduced to a system of nonlinear singular integro-differential equations with the kernel of Cauchy type. Condition of crack limit equilibrium is formulated on the basis of a two-parameter fracture criterion.

Значительный интерес представляет оценка эффективности применения локальных изменений температуры вблизи конца трещины на замедление роста трещины в элементах конструкций. Такие локальные изменения температуры полосы (белки) легко выполнимы технологически. Их задача состоит в задержке или торможении развития сквозной трещины. Поэтому решение задач механики разрушения для полос (балок) с трещиной, вблизи кончика, которой имеются изменения температуры, представляет теоретический и практический интерес.

Рассматривается однородная изотропная полоса, ослабленная одной сквозной криволинейной трещиной. Декартовы координаты *Oxy* в срединной плоскости полосы (балки) являются плоскостью симметрии. Используется модель трещины [1, 2] со связями между берегами в концевых зонах. Принято, что на полосу (балку) действуют изгибающие нагрузки (такие как изгибающие моменты, равномерно распределенное по длине полосы давление или сосредоточенные силы). При действии на полосу изгибающей силовой нагрузки в концевых зонах криволинейной трещины будут возникать области предразрушения.

Исследуется самый неблагоприятный случай, когда трещина направлена к боковым граням полосы. Берега криволинейной трещины свободны от внешней изгибающей нагрузки. Для торможения роста криволинейной трещины на пути ее распространения с обеих концов с помощью нагрева тепловым источником областей S_1 и S_2 до некоторой постоянной температуры $T = T_0$ создается зона сжимаемых напряжений. Считается, что в начальный момент произвольные области S_1 и S_2 в окрестности концов трещины на пути роста трещины в полосе мгновенно нагреваются до температуры $T_0 = const$. Остальная часть полосы в начальный момент $t = 0$ имеет нулевую температуру.

Под действием внешней изгибающей, а также тепловой нагрузок в связях, соединяющих берега зон предразрушения, появятся нормальные $q_y(x)$ и касательные $q_{xy}(x)$ напряжения. Значения этих напряжений заранее неизвестны и подлежат определению. Трещина, имеющаяся в полосе (балке), принята близкой к прямолинейной форме, с лишь малыми отклонениями от прямой $y = 0$. Уравнение контура криволинейной трещины с зонами предразрушения принимается в виде: $y = f(x)$, $a \le x \le b$. Граничные условия рассматриваемой задачи механики разрушения имеют вид

$$\sigma_n - i\tau_{nt} = 0 \quad \text{при } y = f(x), \quad a_1 \le x \le b_1 \text{ на свободных берегах трещины,} \qquad (1)$$

$$\sigma_n - i\tau_{nt} = q_y - iq_{xy} \text{ при } y = f(x),\ a \le x \le a_1 \text{ и } b_1 \le x \le b.$$

на берегах концевых зон предразрушения;

Основные уравнения исследуемой задачи дополняем уравнением, связывающим раскрытие (перемещения) берегов криволинейной трещины в зонах предразрушения и напряжения в связях

$$(\upsilon^+ - \upsilon^-) - i(u^+ - u^-) = \Pi_y(x,\sigma)q_y(x) - i\Pi_x(x,\sigma)q_{xy}(x). \qquad (2)$$

Здесь функции $\Pi_y(x,\sigma)$, $\Pi_x(x,\sigma)$ представляют собой эффективные податливости связей, зависящие от натяжения; $\sigma = \sqrt{q_y^2 + q_{xy}^2}$ – модуль вектора напряжений в связях.

Для решения поставленной задачи используем приближенный метод [3]. Напряженно-деформированное состояние в окрестности криволинейной трещины находим приближенно в том

смысле, что будем удовлетворять граничным условиям задачи на берегах трещины (условия (1)) и также требовать, чтобы на значительном расстоянии от трещины с зонами предразрушения напряженное состояние в полосе совпадало с напряженным состоянием, определяемым комплексными функциями

$$\Phi^0(z) = A_0 z^3 + A_1 z^2 + A_2 z + A_0, \qquad (3)$$

$$\Omega^0(z) = B_0 z^3 + B_1 z^2 + B_2 z + B_0.$$

Эти функции (3) в зависимости от значений коэффициентов A_j и B_j (j = 0,1,2,3) определяют напряженное состояние в полосе без трещины и нагретых зон.

Решение задачи для компонент тензора напряжений ищем в виде

$$\sigma_x = \sigma_{x_0} + \sigma_{x_1}, \quad \sigma_y = \sigma_{y_0} + \sigma_{y_1}, \quad \tau_{xy} = \tau_{xy_0} + \tau_{xy_1}. \qquad (4)$$

Здесь σ_{x_0}, σ_{y_0}, τ_{xy_0} – есть решение задачи термоупругости для полосы без трещины; σ_{x_1}, σ_{y_1}, τ_{xy_1} – компоненты напряжений для полосы, ослабленной одной сквозной криволинейной трещиной, при этом внешняя нагрузка приложена по поверхности берегов трещины. Эта поверхностная нагрузка определяется в процессе решения задачи.

После решения задач теории теплопроводности и термоупругости для сплошной полосы находим напряжения σ_{x_0}, σ_{y_0}, τ_{xy_0} (см. [4]).

Граничные условия (1) на берегах криволинейной трещины с зонами предразрушения с учетом соотношений (4) запишем в виде

$$\sigma_{n_1} - i\tau_{nt_1} = -\left(\sigma_{y_0} + i\tau_{xy_0}\right) \quad \text{при} \quad y = f(x), \ a_1 \le x \le b_1, \qquad (5)$$

$$\sigma_{n_1} - i\tau_{nt_1} = q_y - iq_{xy} - \left(\sigma_{y_0} + i\tau_{xy_0}\right) \quad \text{при} \quad y = f(x), \ a \le x \le a_1 \text{ и } b_1 \le x \le b,$$

Рассмотрим некоторую произвольную реализацию искривленной (с малыми отклонениями от прямолинейной формы) поверхности берегов трещины. Так как функции при $f(x)$ и $f'(x)$ являются малым величинами, функцию $f(x)$ можно представить в виде: $y = \varepsilon H(x)$, где ε – малый параметр. Для решения граничной задачи (5), используем метод возмущений. Напряжения σ_{x_1}, σ_{y_1}, τ_{xy_1}, перемещения u_1, υ_1 и усилия в связях ищем в виде разложений по малому параметру. Используя процедуру метода возмущений, находим граничные условия задачи по определению напряжений σ_{x_1}, σ_{y_1}, τ_{xy_1}, q_x, q_{xy}, и перемещений u_1, υ_1 при $y = 0$ $a \le x \le b$.

Получены соотношения для коэффициентов интенсивности напряжений и раскрытия берегов криволинейной трещины на краях концевой зоны межчастичных связей материала в зависимости от приложенной внешней нагрузки, интенсивности источника тепла, длины трещины, геометрических параметров нагретой зоны. Установлена зависимость длины трещины от приложенной изгибающей нагрузки, интенсивности нагретой зоны, а также от физических и геометрических параметров полосы (балки) при монотонном нагружении.

Литература

1.Гаджиев В.Д., Мирсалимов В.М. Предельно-равновесное состояние детали типа втулки контактной пары при наличии трещин со связями между берегами // Оптимальное проектирование механических систем. Баку: Элм, 1999. С. 50−63

2.The special issue: Cohesive models // Eng. Fract. Mech. 2003. V.70, №14. P. 1741−1987.

3.Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.

4.Мустафаев А.Б. Взаимодействие берегов искривленной трещины в изгибающейся полосе (балке) под действием теплового источника // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. 2014. № 4. С. 29−41.

****

О ВЛИЯНИИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСТАТОЧНУЮ ПРОЧНОСТЬ И ПОВРЕЖДЕННОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Солдатенков А.П.

Россия, Москва, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, email: tyutin@imet.ac.ru

ON THE INFLUENCE OF PRELIMINARY CYCLIC DEFORMATION ON RESIDUAL STRENGTH AND DAMAGE OF STRUCTURAL STEELS

M.R. Tyutin, L.R. Botvina, A.P. Soldatenkov

The residual strength of structural steels with BCC and FCC structure is estimated after preliminary cyclic deformation at different stress amplitudes and number of cycles. The acoustic emission method was used to evaluate the damage after preliminary cyclic loading. The acoustic gap parameter is proposed as a diagnostic criterion of fracture.

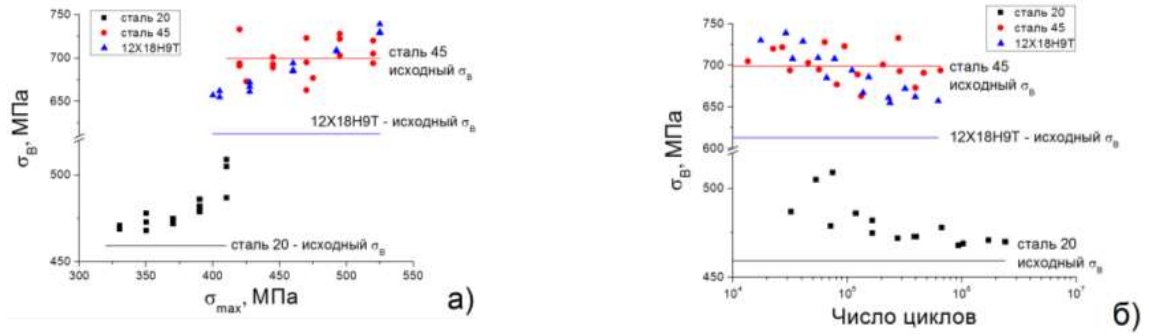
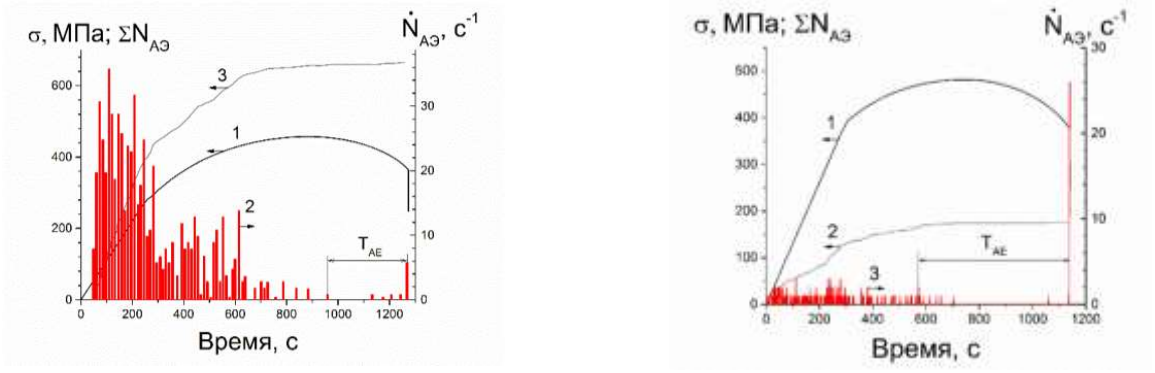


Рис. 1 Зависимости предела прочности испытываемых сталей от амплитуды (а) и от числа циклов нагружения (б)



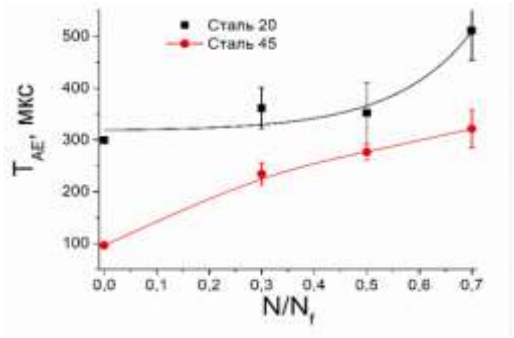


Рис. 2. Диаграммы нагружения стали 20 (1), временные зависимости активности (2) и суммарного числа (3) сигналов АЭ для исходного образца (а) и образца после предварительного циклического нагружения, N/N_f=0,7 (б); Зависимость времени затишья T_{AE} от относительной долговечности N/N_f при испытании образцов из стали 20 и стали 45 (в);

Оценена остаточная прочность и физические свойства трех сталей (сталь 20, сталь 45 and 12Х18Н9Т) после предварительного циклического нагружения до различного числа циклов, составляющего N/N_f=0,3, 0,5 и 0,7 от долговечности образца (N_f) при данной амплитуде нагружения. Испытания проводились на гладких корсетных образцах (размеры 170 × 40 × 5 мм) при пяти уровнях амплитуд напряжений (σ_{max}) с асимметрией цикла R = 0,1 и при частоте f = 30 Гц. После предварительной циклической деформации были проведены испытания на растяжение с определением остаточной прочности и регистрацией сигналов акустической эмиссии, и последующей оценкой числа, интенсивности и b-параметра акустической эмиссии. Кроме того, при амплитуде напряжения, составляющего ~1,1 от предела выносливости, были испытаны образцы с остановками через каждые 0,1 от предела выносливости во время которых методом оптической микроскопии были получены картины микротрещин. Обработка полученных картин позволила получить зависимости плотности микротрещин от числа циклов нагружения.

Показано, что циклическое деформирование приводит к повышению прочностных свойств исследуемых сталей и снижению их пластичности. С увеличением амплитуды предварительного циклического нагружения пределы прочности (рис. 1, а) и текучести растут, а пластичность снижается. Установлено, что зависимость остаточной прочности от числа циклов (рис. 1, б) описывается обратной степенной зависимостью с различными показателями (0,02 для малоуглеродистой стали до 0,04 для нержавеющей стали).

Эти изменения следующим образом отражаются на параметрах акустической эмиссии: с увеличением относительной долговечности (N/N_f) от 0,3 до 0,7 происходит снижение интенсивности сигналов акустической эмиссии, их общего числа и b-параметра, характеризующего долю высокоамплитудных сигналов.

Кроме указанных параметров акустической эмиссии оценен также период затишья (T_{AE}) акустической эмиссии перед разрушением (рис. 2, а, б). Построены зависимости T_{AE} от N/N_f (рис. 2, в). Анализ показал, что длительность периода затишья растет с увеличением отношения N/N_f для различных уровней нагружения (рис. 2 в). Наименьшее T_{AE} наблюдали для исходного образца, не подвергнутого предварительному усталостному нагружению. Как видно из графика на рис. 2, в, для стали 45 характерна меньшая длительность периода затишья для всех стадий предварительного циклического нагружения.

Картина, полученная на стали 12Х18Н9Т не столь показательна. Время затишья гораздо ниже и изменяется в меньшем диапазоне значений в зависимости от N/N_f, что связано с образованием мартенсита деформации на поздних стадиях нагружения.

Выводы

Установлено, что циклическое деформирование приводит к повышению прочностных свойств исследуемых сталей и снижению их пластичности. Увеличение относительной долговечности (N/N_f) от 0,3 до 0,7 приводит к снижению интенсивности сигналов акустической эмиссии, их общего количества и b-параметра. Выявлен рост затишья акустической эмиссии с увеличением относительной долговечности перед разрушением образцов после предварительной циклической деформации.

Исследование проведено при поддержке Российского научного фонда (проект №15-19-00237).

Литература

[1] L.R. Botvina, A.P. Soldatenkov, V.P. Levin, M.R. Tyutin, Y.A. Demina, T.B. Petersen, A.A. Dubov, N.A. Semashko, Estimation of the Damage Characteristics of a Low-Carbon Steel by Physical Methods, Russian Metallurgy (Metally). 2016;1: 23–33.

[2] M. R. Tyutin, L. R. Botvina, V. P. Levin, T. B. Petersen, Y.A. Demina, A. P. Soldatenkov, A.I. Demin, Structural and physical criteria of ultimate state of material before fracture, Procedia Structural Integrity. 2016; 2: 2764–2771.\

****

СИНТЕЗ КАТАЛИЗАТОРОВ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ $AL_{13}FE_4/AL_3FE$, $AL_{13}CO_4/AL_3CO$

[1]Артюх В.А.,[2]Борщ В.Н.,[1]Юсупов В.С.,[2]Жук С.Я.,[1]Зеленский В.А.,[1]Холин М.С.

[1]Россия, Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова РАН, vlartukh@mail.ru

[2]Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка

SYNTHESIS OF CATALYSTS FROM INTERMETALLIDES $AL_{13}FE_4/AL_3FE$, $AL_{13}CO_4/AL_3CO$

[1]Artyukh V.A., [2]Borsh V.N., [1]Yusupov V.S., [2]Zhuk S.Ya., [1]Zelensky V.A., [1]Kholin M.S.,

[1]Russia, Institute of Metallurgy and Material Science A.A.Baikova, Academy of Sciences, vlartukh@mail.ru

[2]Russia, Institute of Structural Macrokinetics and Problems of Materials Science, Academy of Sciences, Chernogolovka

Аннотация к тезисам: Исследованы структура алюминидов железа и кобальта типа Al13Fe4/Al3Fe и Al13Co4/Al3Co полученных механотермическим способом и каталитические свойства синтезиро-ванных на их основе катализаторов. Представлены технологические режимы, микроструктура синтезированных алюминидов и результаты катализа при глубокое окисление CO - пропан и гидрировании CO2.

Results of the experiment on the synthesis of intermetallides of Al–Fe and Al-Co by mechanical alloying were presented. Process parameters of the mechanical alloying and the heat treatment were determined. Powder of intermetallides of $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ and $Al_{13}Co_4/Al_3Co$ were tested for catalytic activity.

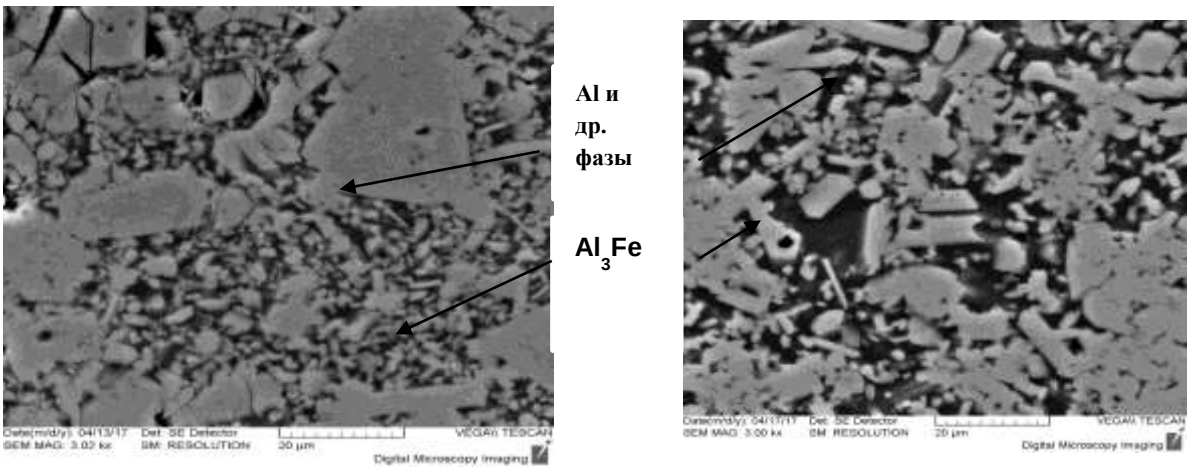
Целью исследований являлось изучение структуры алюминидов железа и кобальта типа $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ и $Al_{13}Co_4/Al_3Co$, полученных механотермическим способом и каталитических свойств синтезированных на их основе катализаторов.

Механотермический способ состоит из двух технологических этапов [1-6]: 1) механическое легирование композиционных порошков Al-Fe, Al-Co и 2) термосинтез интерметаллидов $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ и $Al_{13}Co_4/Al_3Co$ посредством отжига.

В качестве прекурсоров были использованы порошки алюминия, железа и кобальта технической чистоты (не менее 99,5%) в весовых соотношениях брутто-составов интерметаллидов $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ и $Al_{13}Co_4/Al_3Co$ согласно диаграмм фазового равновесного состояния систем Al-Co и Al-Fe.

Механическое легирование осуществлялось в мельнице планетарного типа РМ 400 со стальными шарами (рабочие тела) при интенсивности 200-300 об/мин в атмосфере воздуха. Было установлено, что при варьировании весовым соотношением (шары : прекурсоры) в диапазоне значений 5:1-20:1 происходит формирование лепестковой формы композиционных порошков Al-Fe. При этом, по результатам металлографических исследований, определено, что длительность помола 20-40 минут вполне достаточна для получения относительно гомогенной структуры Al-Co и Al-Fe [3,6].

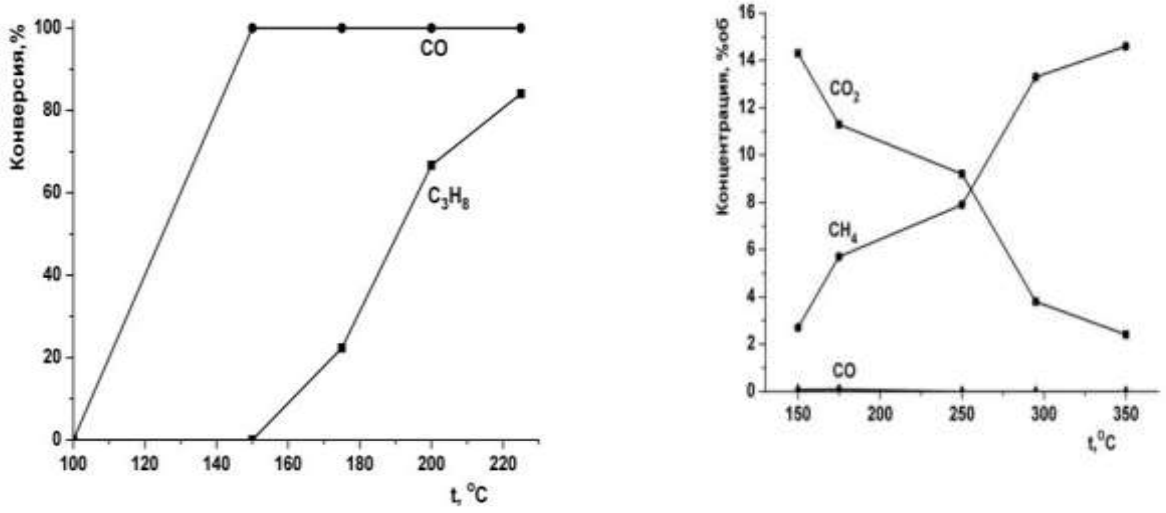
Термосинтез интерметаллидов (вакуумная печь СШВЭ-1.2,5/25) производился в интервале температур 580-900°C и изменения времени отжига от 30 мин до 10 ч. Экспериментально установлено, что при режимах отжига 900°C, 30мин. И 580°C, 4ч. Структурно-фазовый состав образовавшихся интерметаллидов $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ и $Al_{13}Co_4/Al_3Co$ аналогичен (рис.1). При этом доля интерметаллидов в получаемом материале составляет 60-80%. Это было подтверждено металлографией (оптический микроскоп Olympus GX51) с оценкой микротвёрдости (микротвердомер EMCO•TEST DuraScan70), РФА (рентгеновский дифрактометр BRUKER D8 ADVANCE) и РЭМ (растровом электронном микроскопе TescanVega II LMH с энергодисперсионным анализатором химического состава INCA 350).



А *Б*

*Рис.2 Микроструктура отожжённого композиционного порошка Al-Fe (РЭМ методом вторичных электронов х3000): **А** – при 580±10°С,τ=4ч. **Б** – при 900±10°С,τ=30мин.*

Катализ. Для синтеза катализаторов полученные интерметаллиды $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ и $Al_{13}Co_4/Al_3Co$ фракционного состава 0,7-0,9 мм были подвергнуты дроблению, выщелачиванию и стабилизации по методике [7,8]. Была отсеяна фракция 0,1-0,5мм с удельной поверхностью $S_{уд}$=16.5м^2/г. Каталитическая активность исследовалась на примере двух процессов – глубокого окисления CO и пропана, и гидрирования CO_2 , на установке с проточным кварцевым реактором. Состав исходной газовой смеси на окисление: 0,2%об. C_3H_8, 0,7%об. CO, 1,5%об. O_2, остальное азот, относительная объемная скорость газа составляла 120 000 ч$^{-1}$. Катализатор Al-Co продемонстрировал очень высокую активность в процессе глубокого окисления: конверсия CO составила 100% уже при 150°С, для пропан конверсия 80% достигалась при 225°С (рис.3А). В процессе гидрирования CO_2 на смеси 17%об.CO_2+34%об.H_2+49%об.He при атмосферном давлении, катализатор Al-Fe продемонстрировал также высокую активность (рис.3Б). Основным продуктом (за исключением H_2O) является метан с примесью CO. Выход метана при 350°С достигает 15% при конверсии CO_2 более 88%.



А *Б*

*Рис.3. Катализ: **А** - глубокое окисление CO и пропана на катализаторе Al-Co, **Б** - гидрирование CO_2 при объемной скорости газа 6000 ч$^{-1}$ на катализаторе Al-Fe .*

Представленные результаты экспериментов свидетельствуют, что интерметаллиды $Al_{13}Fe_4/Al_3Fe$ и $Al_{13}Co_4/Al_3Co$, полученные механотермическим методом, могут являться основой для синтеза активных катализаторов как процесса окисления, так и восстановления.

Литература:

1. Получение катализаторов Al-Fe и Al-Co твёрдофазным методом. Артюх В.А., Юсупов В.С., Арашанова А.Л., Локтев А.С., Дедов А.Г., Алымов М.И., Зеленский В.А. XIII Российско-Китайский симпозиум «НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ» Казань, 21- 25 сентября 2015./ Сб. материалов под общей редакцией ак. РАН Солнцева К.А. -М. Интерконтакт Наука,2015, с.724-725.

2. Получение интерметаллидов Al-Fe и Al-Co твёрдофазным методом. Артюх В.А., Юсупов В.С., Алымов М.И., Зеленский В.А. Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN 2015. Москва, 12-13 ноября 2015г./ Сборник материалов. –М.: ИМЕТ РАН, 2015, с.418-419.

3. Особенности структуры механически легированного Al-Fe порошкового композита. Артюх В.А., Юсупов В.С., Зеленский В.А., Холин М.С., Фахуртдинов Р.С. Физика и химия обработки материалов, 2016, №3, с.39-45.

4. Твёрдофазный синтез интерметаллидов Al13Co4 , Al13Fe4 и Al13Co2Fe2. Артюх В.А., Нипан Г.Д., Юсупов В.С. // Доклады Академии наук. Химия, 2016. Т.471 ,№ 4, с.430-432

5. Механохимический синтез алюминидов кобальта, железа и титана. Артюх В.А., Нипан Г.Д., Юсупов В.С. Перспективные материалы. 2017. №1, с.69-73.

6. Structural characteristics of a mechanically alloyed Al-Fe powder composite. V.A.Artyukh, V.S. Yusupov, V.A. Zelensky, M.S.Kholin, R.S.Fakhurtdinov. Inorganic Materials: Applied Research, 2017, vol.8, №3, pp. 460-464.

7. Полиметаллические катализаторы с наноструктурированной поверхностью на основе железа для процессов глубокого окисления. Пугачева Е.В., Борщ В.Н., Жук С.Я., Санин В.Н., Андреев Д.Е., Юхвид В.И. Российские нано технологии. 2015, №10, с.12-17.

8. Полиметаллические катализаторы синтеза Фишера-Тропша и гидродесульфирования, полученные методом СВС. Борщ В.Н., Пугачёва Е.В., Жук С.Я., Санин В.Н., Андреев Д.Е., Юхвид В.И и др. Кинетика и катализ. 2015, №56, с.690-697.

****

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЛН В ПАРАЛЛЕЛЕПИПЕДЕ СО СМЕШАННЫМ КРЕПЛЕНИЕМ

Мамаев Ш.М.

Казахстан, Таразский инновационно-гуманитарный университет

e-mail: sch_mamaev@mail.ru

SOME FEATURES OF THE PROPAGATION OF ELASTIC AND ELASTOPLASTIC WAVES IN A PARALLELEPIPED WITH A MIXED FASTENING

Mamayev Sh.M.

By the method of bicharacteristics in the three-dimensional formulation, the problem of a longitudinal impact along a parallelepiped is solved numerically, one blow at one end and a mixed boundary condition at the other end. The effect of mutual influence of stresses and dynamic perturbations reflected on the boundary by the mixed boundary condition and lateral boundaries of waves on the stress-strain state at the end with a mixed boundary condition is studied.

Определяющая система уравнений. Система основных уравнений динамики упруго-пластической среды, записанной в безразмерных переменных относительно компонентов тензора напряжений $\sigma_{\alpha\beta}$ и скоростей частиц v_α имеет вид

$$\begin{cases} \dot{v}_\alpha - \sigma_{\alpha i,i} = 0, \\ \dot{\sigma}_{\alpha\beta} - \lambda v_{i,i}\delta_{\alpha\beta} - \mu(v_{\alpha,\beta} + v_{\beta,\alpha}) = \Phi_{\alpha\beta}, \ \alpha,\beta,i = 1,2,3. \end{cases} \quad (1)$$

Здесь λ, μ - постоянные Ламе, $\delta_{\alpha\beta}$ - символ Кронекера, точка над переменной означает производную по времени t, запятая означает частную производную по пространственной переменной, указанное после неё. По повторяющимися латинским индексам производится суммирование от 1 до 3. Правая часть уравнений связана со скоростью неупругой части деформации.

$$\Phi_{\alpha\beta} = -(\lambda \cdot F_{ii} \cdot \delta_{\alpha\beta} + 2\mu F_{\alpha\beta}) \quad (2)$$

В выражении (2) член $F_{\alpha\beta}$ – представляет скорость неупругой части деформации $F_{\alpha\beta} = \dot{\varepsilon}^{p}_{\alpha\beta}$ [1]. При обращении правой части системы уравнений (1) в нуль, данная система уравнений описывает волновые процессы в линейной упругой среде. Система уравнений (1) является нелинейной (параметры $\Phi_{\alpha\beta}$ зависят от решения) гиперболической системой дифференциальных уравнений в частных производных первого порядка с постоянными коэффициентами. Решение системы (1) находится применением разновидности метода упругих решений – методом дополнительных деформаций [2].

Постановка задачи. Рассматривается задача о продольном ударе по торцу $x_2=0$ тела в форме параллелепипеде ($0\le x_1\le a$, $0\le x_2\le b$, $0\le x_3\le c$) при начальных

$$v_i = 0,\ \sigma_{ij} = 0 \quad (i, j = 1,2,3) \text{ при } t = 0. \quad (3)$$

и граничных условиях

$$\sigma_{22} = f(t),\ \sigma_{12} = \sigma_{32} = 0 \text{ при } x_2 = 0, \quad (4)$$

$$\sigma_{11} = \sigma_{21} = \sigma_{31} = 0 \text{ при } x_1 = 0 \text{ и } x_1 = a, \quad (5)$$

$$\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0 \text{ при } x_3 = 0 \text{ и } x_3 = c. \quad (6)$$

На конце $x_2= b$ ставится смешанные граничные условия. При условии, что действующие продольные напряжения в точке являются сжимающими, т.е. когда $\sigma_{22}(x_1, b, x_3; t) < 0$

$$v_2(x_1, b, x_3; t) = 0,\ \sigma_{12}(x_1, b, x_3; t) = \mu\sigma_{22}(x_1, b, x_3; t),\ \sigma_{23}(x_1, b, x_3; t) = \mu\sigma_{22}(x_1, b, x_3; t). \quad (7а)$$

В случае, когда в текущей точке сечения $x_2=b$ действует продольная растягивающаяся нагрузка $\sigma_{22}(x_1, b, x_3; t) \ge 0$, то в этой точке приняты условия, совпадающие с условиями для свободной поверхности, т.е. нормальные и касательные напряжения равны нулю

$$\sigma_{22}(x_1, b, x_3; t) = 0, \sigma_{21}(x_1, b, x_3; t) = 0, \sigma_{23}(x_1, b, x_3; t) = 0 \text{ при } x_2 = b. \quad (7б)$$

Математически задача сводится к интегрированию системы уравнений (1) при нулевых начальных (3) и граничных условиях (4)-(7). Задача решается методом бихарактеристик [3].

Анализ численных результатов. Численные результаты приведены для параллелепипеда квадратного сечения. Материал параллелепипеда обладает следующими характеристиками: E=200 ГПа, $\nu = 0.3$, $\rho = 7.8 г/см^3$. Внешняя нагрузки имеет вид

$$f(t) = \begin{cases} A[1 - \cos(2\pi t / T)] & при\ \ 0 \le t \le T, \\ 0 & при\ \ t > T. \end{cases} \quad (8)$$

Здесь A - постоянный множитель, T – период действия нагрузки. Параметры волнового поля получены при следующих исходных данных: A=0.5, T=80τ, $h_1=h_2=h_3=0.05$, a=c=0.5, b=1.5. Шаги по времени τ и пространственной переменной h_1, h_2, h_3 выбраны из условия устойчивости. Сеточное отношение $\tau/h_i=0.25$ обеспечивает устойчивые результаты для достаточно большого отрезка времени, при многократных в поперечных сечениях отражениях и дифракциях волн. Задача решалась на сетке 11x31x11.

В условиях (7а) параметр μ имеет смысл коэффициента трения ($0 \le \mu \le 0.5$). При реализации численного решения обнаружена некорректность постановки подобных смешанных задач для случаев, когда параметр трения μ отличен от нуля. Несоответствие устраняется тем, что коэффициент трения μ на поверхности $x_2=b$ задается переменным так, чтобы он на гранях принимал нулевые значения. При μ=0 условие (7а) соответствует жесткой гладкой опоре. Задачи в такой постановке могут быть сформулированы только в рамках пространственных моделей деформирования.

Результаты решенной задачи представлены для случая μ=0.

Из осциллограммы нормального напряжения σ_{22} для характерных точек торца $x_2=b$ видно, влияние f(t) возрастает с приближением к угловой точке. При этом наибольшие сжимающие

напряжения достигаются в центре сечения, с приближением к краю сечения и к угловым точкам они уменьшаются.

Волновые картины σ_{22}, v_2 при постоянной продолжительности действия внешней нагрузки и изменении её уровня качественно не изменялись, а их (σ_{22},v_2) амплитуды повышались пропорционально внешней нагрузке. Время отделения точек торца от опоры не зависело от уровня внешней нагрузки – скорости нагружения при постоянной продолжительности действия внешней нагрузки.

Исследования эффекта длины параллелепипеда на время его прижатия к опоре показали, что в случае $3.5a \le b \le 6.5a$ отделение точек торца от опоры начинается с угловых точек и идет внутренним точкам (последней отделяется центральная точка торца). Если выполнены условия $b \le 3.5a$ и $b \ge 6.5a$, то отделение точек торца от опоры проходит в обратном порядке – последней отделяется угловая точка. Обнаруженный результат не зависел от времени действия внешней нагрузки T. В рассмотренных вариантах наибольший уровень сжимающих напряжений σ_{22} достигался в центральной точке торца и превышал уровень внешней нагрузки в 1.5-1.28 раза. Продолжительность времени прижатия параллелепипеда к опоре равен времени двойного пробега упругой волны длины параллелепипеда.

Эффект размеров поперечного сечения параллелепипеда на время его прижатия к опоре изучался рассмотрением квадратного и прямоугольного сечения одинаковой площади. С повышением площади боковой поверхности параллелепипеда при одной и той же площади его поперечного сечения и при прочих одинаковых условиях снижается интенсивность волн напряжений и скорости их распространения, что, в конечном счете, приводит к увеличению времени прижатия его торца к опоре. Если поперечное сечение параллелепипеда квадратное, то площадь его боковых поверхностей минимально и, следовательно, время прижатия его торца к опоре $x_2=b$ будет минимальным.

В моменты времени, когда характер крепления точек торца меняется, наблюдаются некоторые местные нарушения в достаточно гладком характере изменения поперечных напряжения σ_{33} и скорости v_3 в характерных точках торца $x_2=b$. Амплитуды колебаний напряжений σ_{33} могут быть оценены величиной, приблизительно пропорциональной коэффициенту Пуассона от максимальных значений σ_{22}. Частоты колебаний нормальных поперечных напряжений σ_{33} соответствуют частоте собственных колебаний и определяются размером x_3 = с поперечного сечения параллелепипеда.

Далее эта же задача рассматривается в нелинейной постановке. На торец $x_2=0$ действует импульсная нагрузка (8) с A=0.00035, T =80τ.

Распределения интенсивности напряжений в различных продольных сечениях x_1=const показывают, что в торце x_2= 30h и его окрестности, появляются пластические деформации. Уровни пластических деформаций с приближением точки к оси симметрии параллелепипеда повышаются, пластические деформации проникают глубже по оси x_2, охватывают большую область. Сравнивая распределение интенсивности напряжений σ_i на торце и для различных сечении x_1=const и моментов времени можно видеть особенности протекания процесса разгрузки, обусловленные изменением граничных условий. Разгрузка начинается с угловых и граничных точек и распространяется к центру сечения, она более интенсивно проходит в угловой точке ($x_1=0$, $x_3=0$), чем на оси параллелепипеда ($x_1=5h$, $x_3=5h$).

Литература

1. Мамаев, Ш. Модель упругопластического течения при переменной скорости деформирования / Ш. Мамаев, Т.Д. Каримбаев, Л.А. Игумнов // Вестник ННГУ. – 2013. - №1(3). - С. 120-129.

2. Биргер, И.А. Теория пластичности при неизотермическом нагружении / И.А. Биргер, И.В. Демьянушко // Изв. АН СССР. МТТ. - 1968. - №6. - С.70-77.

3. Тарабрин, Г.Т. Решение методом бихарактеристик нестационарных задач динамики анизотропной упругой среды / Г.Т. Тарабрин // Изв. АН СССР. МТТ. - 1982. - №2. - С.83-95.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.

Банных И.О[1], Блинова Е.Н.[2]

[1]ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, [2]ЦНИИчермет им. И.П. Бардина

Изучено влияние энергии дефектов упаковки ЭДУ на прочностные свойства высокоазотистых аустенитных сталей. Установлено, что снижение ЭДУ приводит к росту прочности исследованных сталей. Аустенитообразующие элементы никель и марганец снижают ЭДУ. Снижение ЭДУ приводит к уменьшению среднего размера зерна при рекристаллизации исследованных сталей.

The effect of stacking fault energy (SFE) on the strength properties of high-nitrogen austenitic steels has been researched. Now it is determined, that a decrease of SFE leads to an increase in the strength of the researched steels. The austenite forming elements nickel and manganese decrease SFE A decrease of SFE leads to a reduction in a medium grain size at recrystallization of the researched steels.

С целю оценки влияния энергии дефектов упаковки на механические свойства высокоазотистых аустенитных сталей выполнено исследование металла четырёх составов, показанных в таблице 1.

Выплавка данных составов производилась в открытой индукционной печи. Полученные слитки ковались при температуре 1150 – 950°С с промежуточными подогревами при суммарном обжатиии~70% на прутки квадратного сечения 14 мм и отжигались при 1000°С в течение 1ч. Для создания в материале равновесных расщепленных дислокаций прямоугольные прутки 14 х 14 х 25 мм подвергались сначала одноосному сжатию вдоль длинной оси на 2-3 % при комнатной температуре на испытательной машине «Инстрон», а затем релаксационному кратковременному отжигу (500^0С-0,5 ч.).

Определение энергии ДУ проводилось с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-200CX (ускоряющее напряжение – 160 кВ) по измерению равновесной ширины расщепления полных скользящих дислокаций типа a/2 <110> в ГЦК-решетке на две частичные дислокации Шокли [1]:

По уравнению, приведенному в работе [2], был также определён совместный вклад углерода и азота в ЭДУ исследованных плавок Cr-Mn-Ni-C-N стали:

$$\gamma_{C+N} = -5{,}97 + 39{,}94(C + N) + 3{,}81\left(\frac{C}{N}\right) \quad (1)$$

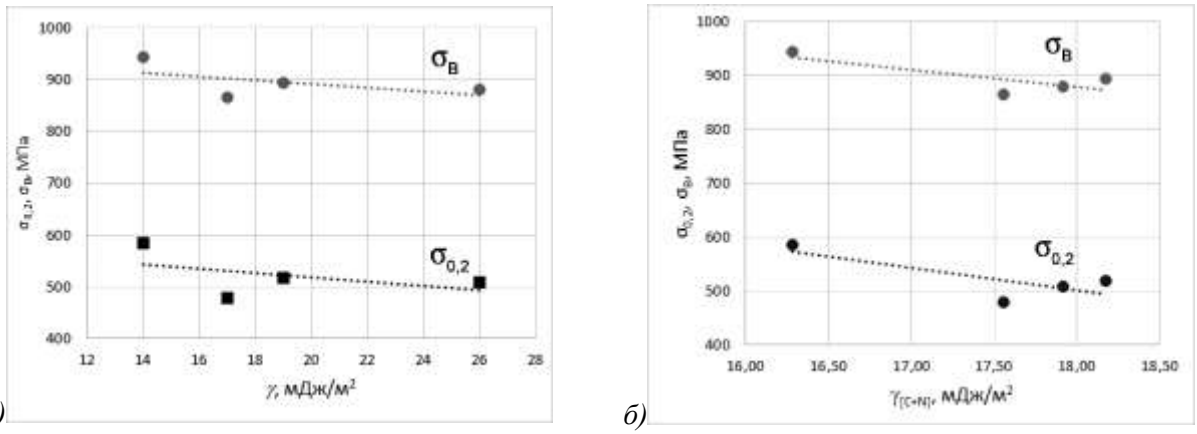
На рис. 1(а, б) показана зависимость прочностных характеристик исследованных сталей (σ_B – временное сопротивление разрыву, $\sigma_{0,2}$ – предел текучести), от величины ЭДУ (γ). С повышением ЭДУ в изученных пределах наблюдается тенденция к монотонному разупрочнению (рис.1а). Также, изменение рассчитанного по (1) совместного вклада в величину ЭДУ азота и углерода (γ_{C+N}), обратно пропорционально прочностным характеристикам исследованных сталей. Его величина сопоставима с величиной ЭДУ, полученной экспериментальным путём.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

№ плавки	Марка стали	Содержание элементов, вес. %										
		C	N	Cr	Mn	Ni	Mo	V	Nb	Si	S	Se
1	02Х20АГ14Н8МФ	0,024	0,57	20,5	14,5	7,9	0,84	0,19	-	0,25	0,006	-
2	02Х20АГ12Н4	0,021	0,58	20,7	12,0	3,95	-	-	-	0,26	0,011	-
3	05Х20А10Н3АМФ	0,05	0,53	20,4	10,3	3,1	1,1	0,18	-	0,24	0,07	-
4	02Х20АГ10Н4МФБ	0,023	0,53	19,9	10,1	3,97	-	0,18	0,14	0,29	0,006	0,01

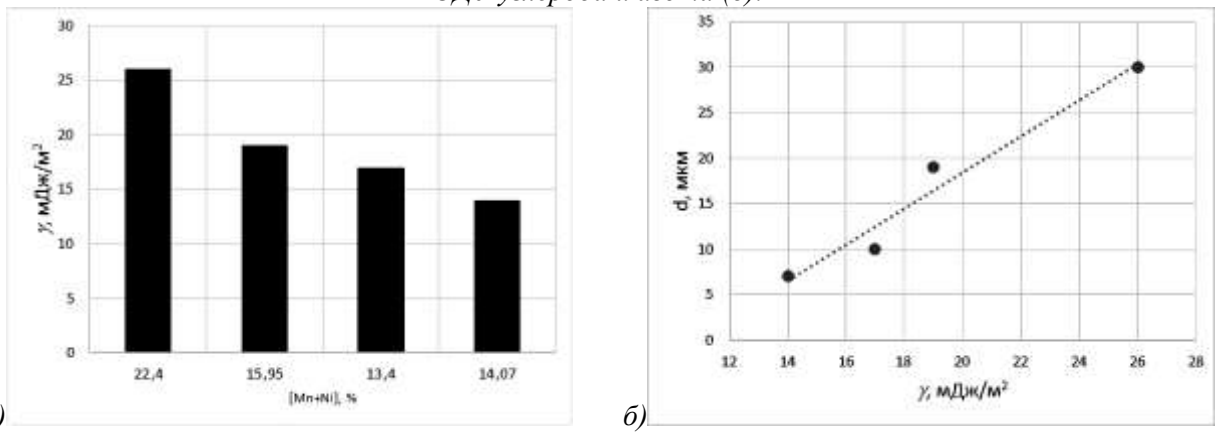
Таблица 2. Величина ЭДУ исследованных сталей

№ плавки	ЭДУ, мДж/м²	
	Общая	Вклад C+N в ЭДУ
1	26±3	17,91
2	19±2	18,17
3	17±2	17,55
4	14±1	16,28



а) *б)*

Рис.1 Зависимость прочностных свойств исследованных сталей от ЭДУ (а) и вклада в величину ЭДУ углерода и азота (б).



а) *б)*

Рис. 2. Зависимость величины ЭДУ исследованных сталей от суммарного содержания никеля и марганца (а), и зависимость среднего размера зерна исследованых сталей от величины ЭДУ (б).

Химический состав исследованных плавок позволяет также оценить взаимосвязь между содержанием марганца и никеля и ЭДУ (рис.2а). Видно, что с уменьшением содержания никеля и марганца имеет место снижение ЭДУ.

Установлена прямая зависимость между средним размером зерна и величиной ЭДУ (рис. 2б). Это может объясняться тем, что в сталях, имеющих более низкое значение величины ЭДУ затруднено движение дислокаций, и как следствие, границ зерен в процессе рекристаллизации при отжиге.

Выводы:

Снижение величины ЭДУ в исследованных сталях приводит к росту их прочностных свойств.

Для всех исследованных составов элементы внедрения углерод и азот снижают величину ЭДУ.

Аустенитообразующие элементы никель и марганец увеличивают величину ЭДУ пропорционально их содержанию в исследованных сталях.

Стали с низкой величиной ЭДУ имеют меньший размер рекристаллизованного зерна аустенита.

Литература:

1.Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки. - М.: МИСиС, 1999. 384 с.

2.Lee T-H., Ha H-Y., Hwang B., Kim S-J., Shin E. Effect of Carbon Fraction on Stacking Fault Energy of Austenitic Stainless Steels. Metallurgical and Materials Transactions A December 2012, Volume 43, Issue 12, pp 4455–4459. doi:10.1007/s11661-012-1423-y.

****

О НЕКОТОРЫХ ОБЩИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ В МЕХАНИКЕ И ФИЗИКЕ РАЗРУШЕНИЯ

Ботвина Л.Р.

[1]Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, botvina@imet.ac.ru;

ON SOME GENERAL LAWS IN MECHANICS AND PHYSICS OF FRACTURE

Botvina L.R.

It is suggested that the laws of mechanics and physics of fracture can be considered from the general positions of the phase transitions theory [3, 4]. This assumption is confirmed by an analysis of the processes of damage accumulation and development of cracks under conditions of static and cyclic loading, changes in physical properties reflecting an increase in material damage (internal friction, ultrasonic wave attenuation coefficient), and also analysis of changes in radiation resistance under various factors. On the other hand, it is shown that a power-law relation used in fracture mechanics to analyze the development of a fatigue crack describes the kinetics of crystallization process.

Развитие многих областей науки доказывает полезность междисциплинарного подхода к исследуемым явлениям, базирующегося на физической аналогии описываемых процессов и их общих закономерностях. Так, известна аналогия соотношения для критического зародыша твердой фазы, предложенного Гиббсом [1], и соотношения для критической длины трещины, предложенного Гриффитсом [2]. Учитывая, что теория Гиббса появилась в 1876 году, т.е. почти на четверть века раньше теории Гриффитса, опубликованной в 1920 году, нельзя исключить, что Гриффитс в своей работе использовал аналогию в зарождении трещины и критического зародыша твердой фазы. Если это так, то это означает, что указанная аналогия и общий термодинамический подход к процессу разрушения были исключительно полезны и привели к появлению новой области науки - механики разрушения. Отсюда следует и заключение о том, что закономерности механики и физики разрушения могут быть рассмотрены с общих позиций теории фазовых переходов.

Это предположение подтверждается [3, 4] анализом процессов накопления повреждений и развития трещин в условиях статического и циклического нагружения, изменений физических свойств, отражающих увеличение поврежденности материала (внутреннего трения, коэффициента затухания ультразвуковых волн), а также анализом изменений радиационной стойкости под действием различных факторов. С другой стороны, показано, что кинетика процесса кристаллизации описывается степенным соотношением, используемым в механике разрушения для анализа развития усталостной трещины.

Исследование поддержано Российским научным фондом, проект №15-19-00237.

Литература:

1.Gibbs J. W. On the equilibrium of heterogeneous substances // Trans. Connect. Acad. 1876. V.3. P. 343- 524.

2.Griffith A. H. Phil. Trans., Roy. Soc., 1920. V. A221. P. 163.

3.Ботвина Л.Р. Взаимосвязь различных подходов к описанию кинетики разрушения. // Материаловедение. 1999. №10. С. 2-9.

4.Ботвина Л. Р. Фазовые переходы в процессах разрушения и кристаллизации // Доклады РАН. - 1995. т. 340**,** № 5.С. 617-621.

****

ДЕФОРМАЦИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ СВЧ - ИЗЛУЧЕНИЯ И ИМПУЛЬСОВ ТОКА

Троицкий О.А., Сташенко В.И., Хрущов М. М.

Россия, Москва, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. 101990, Малый Харитоньевский переулок, 4. E-mail:oatroitsky@rambler.ru

STAINLESS STEEL DEFORMATION UNDER THE ACTION OF MICROWAVE RADIATION AND CURRENT PULSES

Troitsky O. A., Stashenko V. I., M. M. Khrushchev

Abstract.The influence of microwave radiation and current pulses on the active deformation and stress relaxation of stainless steel. The change of the phase composition on the content of the martensitic and austenitic phase of steel.

При механообработки дополнительное воздействие на металл импульсами электрического тока плотностью порядка 500-1000 А/мм2 и длительностью 100-250мкс приводит к существенному облегчению пластической деформации. Импульс тока в этих условиях выступает как инициатор разрядки, а наблюдаемый скачек деформации осуществляется за счет энергии внутренних напряжений, накопленных в процессе предварительной пластической деформации. Само энергетическое воздействие импульса тока не вызывает какой-либо значительной деформации.

Теоретически предсказано, что облегчение пластической деформации при действии импульсов тока в скрещенных полях магнитного поля тока и СВЧ-излучения возможно как дополнение к пластической деформации металла за счет спинового разупрочнения. Для реализации спинового разупрочнения металла (СРМ) требуется выполнение следующих условий: собственное магнитное поле импульсного тока при его прохождении по металлическому образцу и магнитное поле СВЧ-излучения, охватывающее образец, должны быть скрещены; должно быть обеспечено наличие в образцах термодинамически неравновесных процессов, в частности, генерации свежих дислокаций, что обеспечивается активной деформацией образцов.

Для изучения влияния СВЧ-излучения на механические свойства металлов была выбрана аустенитная нержавеющая сталь марки 12Х18Н10Т. Образцы из нержавеющей стали толщиной 0,2 мм с длиной рабочей части 28 мм размещались внутри волновода. К концам образца через изолированные зажимы подводился ток. Испытания проводятся в горизонтальной разрывной машине ИР 5047-50-10.

Для изучения влияния СВЧ–излучения на механические свойства металлов в условиях пластической деформации растяжением при одновременном действии импульсов тока была выбрана частота 2,45 ГГц, применяемая в микроволновых СВЧ–печах.

Влияние импульсного тока и СВЧ - излучения на пластическую деформацию металла изучалось в двух видах экспериментов: при активной деформации с разной постоянной скоростью и при релаксации напряжений.

Во время активной деформации образца сначала подавались одиночные импульсы тока плотностью порядка 1000 А/мм2 и длительностью 250мкс. Затем, после увеличения нагрузки на 50 Н, подавался импульс тока такой же величины и СВЧ-излучение. На диаграмме деформирования образца наблюдалось резкое снижение напряжения (скачки напряжений, вызванные импульсами тока в сторону разупрочнения металла). Скачки напряжений в условиях активной деформации при действии импульсов тока составляли величину 14,0-14,3 Мпа; тока и СВЧ-излучения 14,8 МПа-15,0 Мпа. Ориентация поля Е СВЧ - излучения была поперечной.

Действие импульсного тока на пластическую деформацию нержавеющей стали усиливалось в присутствии СВЧ-излучения, особенно при продольной ориентация поля Е. Увеличение скачков снижения напряжения указывает на дополнительное воздействие СВЧ - излучения при активной деформации металла. Небольшое тепловое действие тока и СВЧ не приводило к заметным скачкам напряжений.

При постановке опытов второго вида (при релаксации механических напряжений во время кратковременных остановках растяжения образцов с паузами по 3 мин без разгрузок) оценивалась величина релаксации напряжений при разных вариантах внешнего и внутреннего энергетического воздействий. Растяжения перед каждой новой серией измерений начиналось с более высокой

нагрузки, и так вплоть до разрушения образца. Каждая новая серия измерений начиналась при достижении уровня нагрузки на 50-100 Н больше прежнего.

Каждая серия измерений состояли из четырех пауз: а) без какого либо воздействия; б) с воздействием СВЧ - излучением при разной ориентации вектора Е; в) с воздействием импульсами тока; г) с совместным действием СВЧ - излучения и импульсов тока.

Величина снижения нагрузки при остановках привода машины за полную паузу релаксации напряжении в течение 3 минут при различных видах испытании в диапазоне измерений усилий F от 1 до 1,45кН составила: без какого - либо энергетического действия - 8,6-8,8%; скачки нагрузки ΔF/F при действии импульсов тока - 16,8-17,5%.

При поперечном поля Е СВЧ-излучения: совместное действие тока и СВЧ – излучения давало скачек нагрузки в пределах 14,6 – 22,5%; при действие тока и СВЧ - излучения - 21,9-22,5%.

При продольном поле Е (относительно оси образца) СВЧ-излучение давало скачек нагрузки 11,9-12,3 %; эффект совместного действия тока и СВЧ-излучения достигал 29,8-30,0%.

Из приведенных данных следует, что действие импульсного тока на пластическую деформацию нержавеющей стали усиливалось в присутствии СВЧ - излучения. Снижение нагрузки за счет нагрева образца вычиталась из эффекта воздействия.

В опытах также установлено исчезновение магнитных свойств у нержавеющей стали аустенитного класса 12Х18Н10Т в результате энергетических воздействий при деформации. Наиболее вероятная причиной является: подавление аустенитно-мартенситного превращения.

В результате обычной пластической деформации шейка деформируемых образцов становится магнитной из-за выпадения в результате перенапряжения металла α-фазы мартенсита деформации, обладающего ОЦК структурой с магнитными свойствами, что впервые зафиксировано в проведенных экспериментах.

Показано, что высокоэнергетические токовые и СВЧ–воздействия в процессе пластической деформации влияют на количество образующегося в шейки образца мартенсита деформации. Мартенсит образование практически полностью подавляется в условиях воздействия тока и СВЧ–излучения при релаксации.

Рентгеноструктурные исследования показали, что снижение доли мартенситной фазы в материале подтверждается результатами фазового анализа образцов в исходном состоянии и после проведения механических испытаний.

Исследования проводили на медном Кα-излучении, используя рентгеновский дифрактометр, оснащенный вертикальным гониометром и энергодисперсионным детектором Пельтье. При обработке экспериментальных дифрактограмм и проведении фазового анализа образцов использовали программное обеспечение дифрактометра и программу Match! 1.10.

Установлено, что в исходном образце после отжига параметр решетки γ-фазы аустенита существенно ниже соответствующего значения для γ-фазы железа, что связано с вхождением никеля в ГЦК решетку аустенита. В то же время параметр решетки мартенсита деформации (α-фазы) оказался близок параметру α-Fe, что свидетельствует о низком уровне примесей в ОЦК структуре α-фазы и косвенно может указывать на возможную роль энергетического воздействия на диффузионные процессы при формировании мартенсита деформации.

Проведенная оценка размеров ОКР аустенитной и мартенситной фаз, образующихся при пластической деформации и интенсивном высокоэнергетическом токовом и СВЧ–воздействии, свидетельствуя о значительном, в несколько раз, измельчении зерна γ-фазы аустенита. Размер областей α-мартенсита, возникшего в результате пластической деформации, составляет менее 100 нм и не меняется в условиях высокоэнергетического воздействия, за исключением случая обработки, допускающей структурную релаксацию, когда он может значительно (до 500 нм), увеличиваться. Установлено, что внешние энергетические воздействия ведут к измельчению зерненой структуры стали 12Х18Н10Т.

Установлено изменение фазового состава по содержанию мартенситной и аустенитной фазы стали 12Х18Н10Т при воздействии импульсного тока и СВЧ–излучения в условиях пластической деформации образцов. Анализ микроструктуры образцов по различным параметрам показал существенную зависимость от внешних энергетических воздействий на деформацию зерен.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии дополнительного механизма пластической деформации спинового происхождения в скрещенных полях собственного магнитного поля тока и СВЧ-излучения.

****

УЛУЧШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИПРОПИЛЕНА ВВЕДЕНИЕМ В - НУКЛЕИРУЮЩИХ ДОБАВОК С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ

Михайлик Е.С., Кечекьян .А.С., Монахова К.З.
Россия, ИСПМ им. Еникополова РАН, mihachenok@yandex.ru

THE IMPROVEMENT OF POLYPROPYLENE PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS BY INTRODUCING NUCLEATING AGENTS AND SUBSEQUENT ROLLING

Mikhaylik E.S., Mohakhova K. Z., Kechekyan A.S.

The results show that the effect of nucleating agents(trilon B, talcum, anthrazen, montmorillonite ets.) by molecular orientation stretching with the achievement of ultimate strength parameters in the final product is ineffective. The rolling is effective method to hardening the polypropylene film. Maximum effect was got of the polypropylene film wiht the montmorillonite.

Известно, что введение нуклеирующих агентов, как правило, позволяет сократить время цикла переработки полимера и улучшить комплекс его физико-механических свойств (модуль упругости, прочность при растяжении и изгибе, ударная прочность, теплостойкость и твёрдость материала при этом возрастают, а ударная вязкость снижается незначительно). Улучшается баланс между жесткостью, ударопрочностью и характеристиками распространения медленной трещины. В качестве β-зародышеобразующих агентов может использоваться любой зародышеобразующий агент, который способен вызывать кристаллизацию ПП в гексагональной или псевдогексагональной модификации.

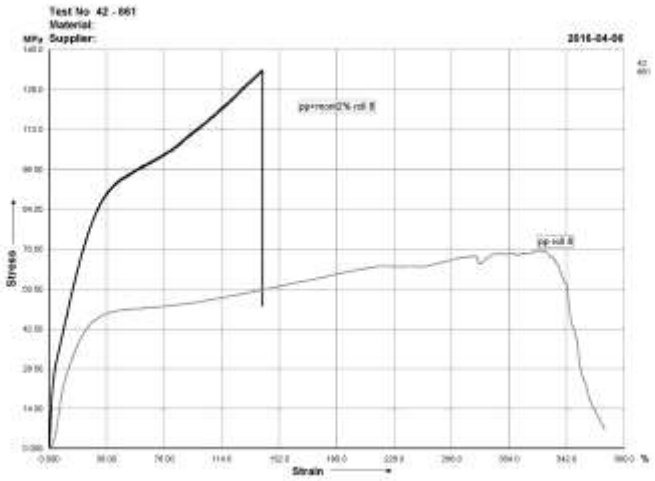
В данной работе изучено влияния β-нуклеирующих добавок (трилон Б, тальк, антрацен, бензоат калия, монтмориллонит), выбранных на основании проведенного патентного поиска, на способность полипропилена (ПП) к управляемой молекулярной ориентационной вытяжке с достижением максимально возможных прочностных параметров в конечном изделии [1-6].

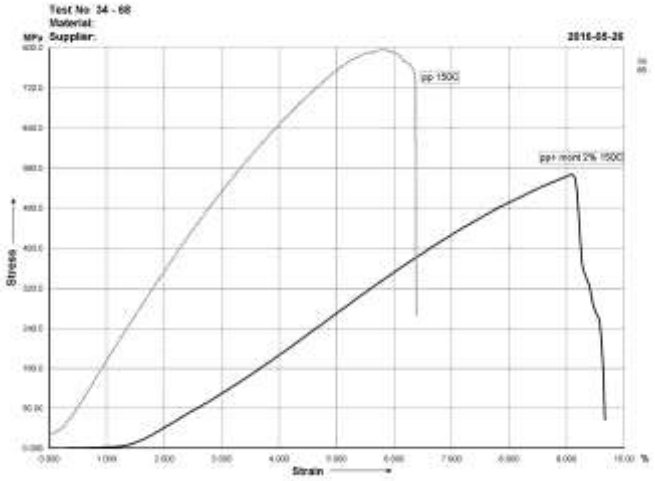
Результаты испытаний сформованных из расплава пленок ПП с нуклеирующими агентами свидетельствуют о некотором упрочнении таких материалов, однако, достигнутые эффекты были ниже заявленных в патентах. Добавление β-нуклеирующего агента не дало необходимых упрочнений - наполнение (без механического воздействия) не имеет должного эффекта.

Установлено, что дополнительного упрочнения сформованных материалов можно достичь посредством их прокатки, предваряющей последующую ориентационную вытяжку, что было продемонстрировано на примере ПП, наполненного 1,5 % монтмориллонита, дополнительно прокатанного на вальцах марки Pepetools 189.20. Прочность возрастает до 135 МПа, по сравнению с 70 МПа для непрокатанного образца.

Если образец подвергнуть ориентационной вытяжке с использованием лабораторного устройства формования и вытяжки волокон SpinLine фирмы DACA Instr или тянущих семивальцев с нагревательным столом при температуре около 150 C^0, то можно добиться еще большей прочности.

Эксперимент проводят при заданной температуре нагревательного элемента, кратность ориентационной вытяжки задают установкой различной скорости подающего и тянущего валков. Показано, что ориентационная вытяжка прокатанного наполненного материала позволяет получить материал с разрывной прочностью до 560 МПа. Но переработанный в тех же условиях полипропилен без наполнителя (монтмориллонита) характеризовался еще более высокой разрывной прочностью (до 800 МПа).





Сделан вывод, что введение β-нуклеирующих агентов является неэффективным в части решения поставленных в настоящей работе задач.

Ссылки на использованную литературу:

[1] M. C. Cramez. Effect of nucleating agents and cooling rate on the microstructure and properties of a rotational moulding grade of polypropylene, Journal of Material Science, 36 (2001) 2151 – 2161

[2] P. Jacoby. The applications and advantages of beta nucleated polypropylene, Society of Plastics Engineers, 2013.

[3] Jian Dai, Ying Shen, Jing-hui Yang ,Ting Huang , Nan Zhang, Yong Wang Crystallization and melting behaviors of polypropylene admixed by graphene and β-phase nucleating agent. Colloid Polym Sci, 2013

[4] Jian Kang, Zhengfang Chen, Feng Yang, Jinyao Chen, Ya Cao, Gengsheng Weng, Ming Xiang Understanding the effects of nucleating agent concentration on the polymorphic behavior of β-nucleated isotactic polypropylene with different melt structures Colloid Polym Sci, 2015

[5] Lang Huang, Haigang Wang, Weihong Wang, Qingwen Wang, Yongming Song, Non-isothermal crystallization kinetics of wood-flour/polypropylene composites in the presence of β -nucleating agent. Northeast Forestry University and Springer- J. For. Res., 2016

[6] Weixia Wang, Shuai Zhou, Zhong Xin, Yaoqi Shi, Shicheng Zhao, Xin Meng Preparation and foaming mechanism of foamable polypropylene based on self-assembled nanofibrils from sorbitol nucleating agents. J Mater Sci 2016

****

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ В МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ, ОТ СОДЕРЖАНИЯ НАПОЛНИТЕЛЯ

Монахова К.З., Кечекьян А.С., Кечекьян П.А.
Россия, ИСПМ им. Н.С. Еникополова РАН, kristinamonakhova0405@mail.ru

DEPENDENCE OF THE MECHANICAL BEHAVIOR THE POLYMER COMPOSITES DEFORMED IN A METAL MATRIX ON THE FILLER CONTENT

Monakhova K. Z., Kechekyan A.S., Kechekyan P.A.

The present work considers a method to eliminate a brittleness of the highly filled polymers, which consists in subjecting the polymer composition to a small shear homogeneous deformation in a metal matrix. After such processing, the mechanical properties of the composite are improved, sometimes exceeding the properties of the non-filled polymer.

При деформировании хрупких полимерных материалов, в частности, полимерных композитов в металлической матрице, изменяются их механические свойства: повышаются прочность, модуль упругости и возрастает деформируемость [1,2].

Одним из самых распространенных методов модификации полимерных материалов является их наполнение; создание композиций. В настоящей работе исследовано влияние деформации в металлической матрице на механические свойства полимерного композита в зависимости от концентрации наполнителя.

Представленная работа рассматривает способ устранения хрупкости высоко наполненных полимеров, заключающийся в том, что полимерная композиция подвергается небольшой по величине сдвиговой однородной деформации в металлической матрице. После такой обработки механические свойства композита улучшаются, иногда превосходя свойства ненаполненного полимера.

В качестве полимерной матрицы использовали разные полимеры: полибутиленсукцинат (бионол 1001) – полимерное стекло, способное к очень незначительной кристаллизации, полипропилен – термопластичный высокомолекулярный кристаллический полимер и термопластичный полистирол. В качестве наполнителей для всех полимерных матриц использовали оксид цинка и для полибутиленсукцината и полистирола оксид титана. Концентрацию наполнения изменяли от 0,1 до 30 объемных процентов.

Образцы деформировали в металлической матрице в трех модах: трехмерно с удлинением по главной оси (аналогично одноосной вытяжке), с укорочением по главной оси – прессовка (аналогично двухосной вытяжке) и двухмерно – раздавливание в канале с ограничением боковыми стенками, затем исследовали их механические свойства.

Установлено, что при прессовке достигаются наибольшие изменения механических свойств композита (модуль упругости, прочность при разрыве).

В случае полибутиленсукцината определена экстремальная зависимость упрочнения от степени концентрации наполнителя, максимальная прочность достигается при добавлении 10 объемных процентов оксида цинка.

Для полипропилена найдены интервалы объемных долей, в которых использование двухосной вытяжки в металлической матрицы приводит к улучшению свойств композитов: у композита, содержащего 15-25 объемных процентов оксида цинка, разрывная деформация возрастает приблизительно в 50 раз, прочность возрастает в 5 раз.

Для полистирола были определенны максимальные улучшения механических свойств при использовании 0.5 объемных процентов оксида цинка и оксида титана.

Прослежены зависимости модуля упругости, разрывной прочности и разрывного удлинения от концентрации.

Ссылки на использованную литературу:

[1] Кечекьян А.С./ Монахова К.З., Михайлик Е.С., Куркин Т. С., Гриценко О. Т., Бешенко М. А., Озерин А. Н. Влияние предварительного сжатия однородного сдвига на деформационное поведение наполненного полимерного нанокомпозита при ориентационной вытяжке//Доклады АН. - 2013 -т. 449. - №3. -с. 300–303.

[2] Кечекьян А.С./ Монахова К.З, Михайлик Е.С., Куркин Т. С., Озерин А. Н. «Исследование структурно-морфологических превращений полимеров методом деформации в металлической матрице», Шестая Всероссийская Каргинская конференция « Полимеры-2014».

****

POTENTIAL ENERGY OF DISTORTION AND ITS ASSESSMENT

Rombakh V. P.
Edmonds, WA USA, Catastrophes Preventing Research Laboratory
vrombakh@yahoo.com

The problem of the energy source is the cornerstone of any physical theory. More than a hundred works, whose authors provide the theory of strength and criteria for destruction, have been published from the beginning of the 20th century to the present.

But all these theories are based on the fact that destruction is due to elastic energy. A special role is assigned to the tip of the crack and the distribution of stress in front of it. However, a number of experimental facts disprove this hypothesis.

We will consider only a few fragments of experimental studies on the destruction of materials with all kinds of deformations performed by the author on the simplest equipment (rotating grindstone, drilling machine, anvil, vise adapted for rupture). Color photographic film was placed in a container that was opaque to visible and ultraviolet rays. This means that all effects are due to X-rays.

Photos of the results of a study of destruction of six specimens during deformation of stretching, bending, torsion, impact, shear and temperature gradient are shown in Fig. 1.

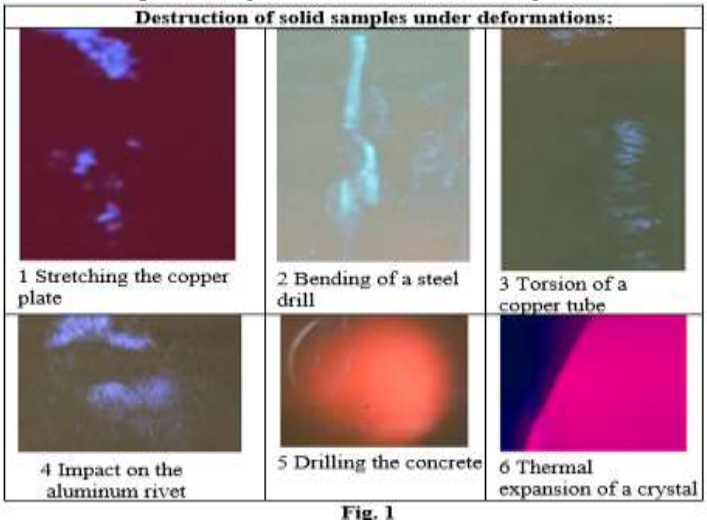


Fig. 1

We note some features of the observed phenomenon. The images in photos 5 and 6 are solid, while on the others the continuity is broken. This is due to the fact that during drilling a powder is formed, which continues to radiate X-rays. A crystal vase with local heating of the bottom, using a flame of a gas burner, was scattered into 14 fragments, two of which are shown in the photograph. Fig. 2. Fragment 1 to the left of fragment 2 was outside the film, but the left boundary of the rupture is clearly visible. The radiation recorded in the photograph is due to the glow of the crystal after the destruction. We can conclude that radiation was not detected at the time of the rupture. This conclusion is confirmed by photographs 1, 3, 4 of figure 1 and a number of others, which are not given for brevity. The frequency of photons emitted by fragments 2 and 3 are different. This is evidenced by the difference in color.

There are two questions that must be answered first: what is the energy of the photons and why was such a simple experiment is possible?

The answer to the first question is given in figure 2. It is known that the glass becomes transparent to X-rays at an energy of 50 keV. The photograph shown in Figure 2 a and 2 b demonstrates that the photon energy exceeds 200 keV. The energy of such photons exceeds the vibrational energy of lead or tin atoms at a melting point (0.06 eV/atom) by seven orders of magnitude. This is an experimental fact that cannot be

neglected. Moreover, the simplicity of the experiment, its reliability testifies that there is a natural phenomenon, to which it is conditioned.

Radiation of electromagnetic waves in the deformation of a solid is caused by a change in the electrostatic field between the boundaries of microscopic or nanoscale fragments, for example, grains or twins. This field is formed by two clouds of electrons radiated from the fragments.

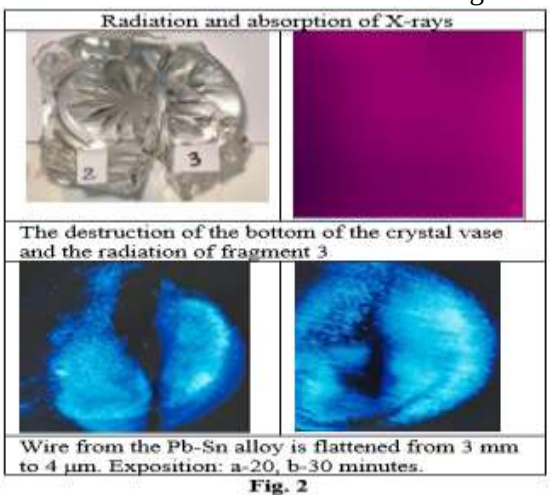


Fig. 2

The displacement of one cloud with respect to the other is accompanied by a change in the electromagnetic field propagating deep into the fragments forming the resonators and along the boundaries forming the waveguides. Running waves and waves reflected from the boundaries interfere. Photons formed as a result of interference interact with the electrons of atoms and stimulate their transition to higher metastable levels.

This phenomenon is called internal triboluminescence. The region in which energy is accumulated is called the domain of destruction.

The transition of electrons from metastable levels to lower energy levels can be spontaneous or stimulated, but destruction is possible only in the cause of stimulated emission.

The duration of the stimulated emission is

$10^{-7} \div 10^{-8}$ s, but during this time the photons pass through 3-30 m. High power and short time lead to the fact that the breaking the bonds between atoms takes place in a narrow channel. For example, ~0.002 joule is sufficient to form a 1 m crack in a steel sheet the thickness of which is 2 mm.

Conclusions

1.Any deformation of a solid consisting of local regions separated by inhomogeneity boundaries causes a displacement of one region relative to the other. The electrostatic field due to electron clouds over the surfaces between the boundaries changes.

2.The change in the electric field is accompanied by the appearance of conduction currents in conductors and displacement currents in dielectrics, the emission of photons whose absorption by atoms is the cause of the formation of local groups of metastable atoms.

3.Spontaneous emission of metastable atoms increases the time of safe operation of a solid body, while stimulated emission leads to a loss of its integrity.

4.The experiment confirms the author's hypothesis that the cause of the distortion is the stimulated emission of the energy of local groups of metastable atoms and refutes hypotheses that do not take this fact into account.

5.The destruction of a solid body is the result of atomic reactions, the description of which is possible only by the methods of quantum mechanics.

6.The author's works are published on the Internet:

https://catastrophes-preventing.com

****

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ШЕЙКИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ ПОЛИМЕРОВ

Кечекьян А.С.
Россия, ИСПМ им. Еникополова РАН, kec-alexander@yandex.ru

SOME FEATURES OF THE NECK PROPAGATION AT UNAXIAL TENSION OF POLIMERS

Kechekyan A.S.

It is described two types of neking not studied before. At high strain rate (thousands mm/min) a number of polymers is deformed with the formation of oriented material without formation of shear bands, directly from isotropic material. In another case, material of a transition zone transits into the neck, periodically forming waves on its surface. The mechanism of the described phenomena is suggest.

Шейка - хорошо известное явление перехода материала из изотропного в ориентированное состояние скачком, через узкую зону перехода, остается постоянным предметом исследований.

В объяснениях развития шейки легко заметить наличие непрерывно самовоспроизводящегося фактора: локального разупрочнения (рекристаллизация, локальный разогрев в зоне перехода, локальная концентрация напряжений и др.). Таким образом шейка представляет собой ряд волновых процессов, различающихся характером возмущения, параметрами процесса и свойствами образующегося материала.

В настоящей работе описаны два вида шейки, не исследованных раньше.

1. При больших скоростях вытяжки (тысячи мм/мин) ряд полимеров, в частности ПЭТФ, ПА6, деформируется с образованием особого вида шейки, сопровождаясь при переходе в ориентированное состояние своеобразным разрыхлением материала, приобретающего пористую ячеистую структуру (более 60%) без заметной фибриллизации (Рис. 1). Замкнутые, эллипсоидные, с поперечными перегородками поры размером 1,5-2 х 4-7 мкм не выходят на поверхность образца, сохраняющего сплошной поверхностный слой. При погружении образца в жидкость (вода, гексан, этанол и др.) на длительное время, она не проникает в материал. Рентгеновская дифракция обнаруживает значительную молекулярную ориентацию. Переходная зона шейки качественно изменяется, уменьшаясь до 2-5 мкм и превращаясь практически в прямоугольную ступеньку.

Температура на поверхности достигает 150 С, но при этом сохраняется высокое напряжение деформации (для ПЭТФ около 40 МПа). При скорости вытяжки 1000 мм/ мин время нахождения материала в переходной зоне τ, вычисленное по уравнению $\tau = 2b/(V+V/\varepsilon)$, где b– протяженность переходной зоны, V - скорость раздвижения зажимов, а ε– удлинение образца составляет от 2 .10-4 до 5. 10-4 с. и, вероятно, высокое напряжение деформации вызвано очень большой локальной скоростью в переходной зоне (тысячи мм/с). Удлинение достигает 7. Столь большие удлинения при обычных скоростях деформации возможны лишь при повышении температуры до значений, при которых не наблюдается шейка. Наиболее вероятной причиной образования пор представляется отрицательное давление в зоне перехода при локальном температурном размягчении полимера, что приводит к возникновению кавитаций. При некоторой критической скорости образец разрушается по переходной зоне и прилегающая к ней изотропная часть образца не обнаруживает никаких изменений в пределах разрешения РЭМ. Ориентированный материал исходит из совершенно монолитного изотропного (Рис. 2).

Известно, что при развитии обычной шейки с умеренными скоростями вытяжки, не вызывающими разогрева, переход через верхний предел текучести сопровождается возникновением сдвигов, служащими путями перехода материала в ориентированное состояние.

В описываемом случае, при очень больших скоростях, полосы сдвига не успевают сформироваться. В этом случае переход в шейку осуществляется непосредственно из изотропного материала (возможно содержащего микросдвиги). Таким образом, кавитационная шейка не просто высокотемпературная вытяжка (с саморазогревом), а ориентационный процесс с механизмом отличным как от холодной, так и от высокотемпературной вытяжки.

Признак кавитационной шейки как особого явления - образование высоко ориентированного материала непосредственно из изотропного без образования сдвигов как промежуточного этапа.

ПЭ и ПП образуют кавитационную шейку при охлаждении до 0^0С в теплопрводной среде (вода). 2. В другом случае материал переходной зоны переходит в шейку периодически, образуя

волны на поверхности. По поверхности переходной зоны, обычно гладкой, пробегают волны похожие на прибой. (Рис. 4).

Явление наблюдается при скорости деформации близкой к максимуму на кривой зависимости напряжения от скорости (Рис.3). Изменение скорости как в сторону уменьшения, так и увеличения от максимальной, вызывает снижение напряжения. Таким образом энергетически выгодно периодическое изменение скорости выше и ниже соответствующей максимуму на кривой. Такие колебания скорости происходят внутри зоны перехода: материал быстро переходит в шейку порциями, которые затем медленно деформируются.

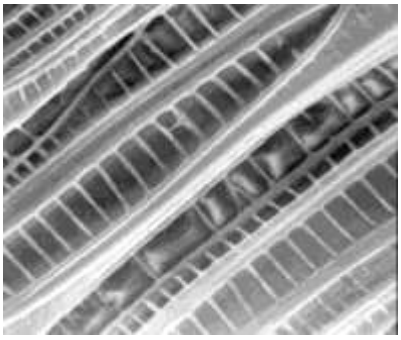


Рис.1 Поры в образце ПА6 при развитии кавитационной шейки.

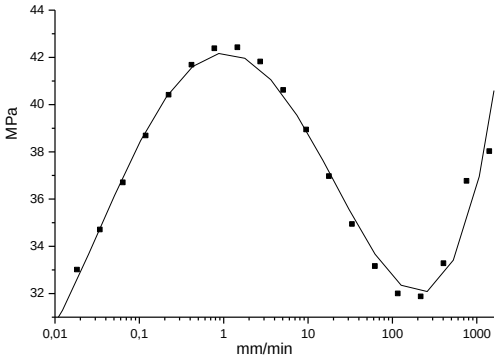


Рис.3 Зависимость напряжения вытяжки от скорости деформации

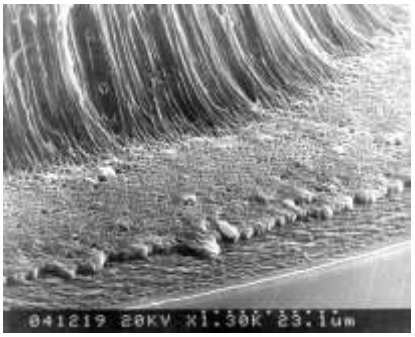


Рис.2 Фрактограмма монофиламента ПЭТФ диаметром 0,6 мм. Скорость вытяжки повышалась до разрушения (3000 мм/мин)

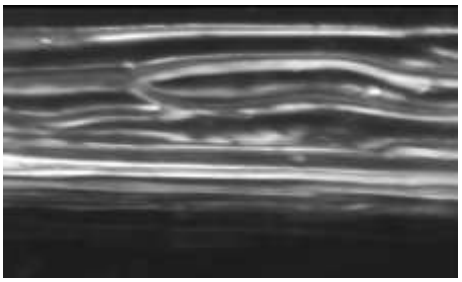


Рис. 4 Шейка второго типа. Поверхность переходной зоны

****

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В КВАЗИНЕПРЕРЫВНОМ РЕЖИМЕ ДЛЯ СПЛАВОВ С МАМЯТЬЮ ФОРМЫ МАРКИ ТН-1

Хмелевская И.Ю. [1], Карелин Р.Д. [2], , Прокошкин С.Д. [2], Андреев В.А. [2], Юсупов В.С. [3], Перкас М.М. [3], Просвирнин В.В. [3], Шелест А.Е. [3]

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»*

***ООО "Промышленный центр МАТЭК-СПФ"*

****Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, Россия,*

RDKarelin@gmail.com

OPTIMAL TEMPERATURE OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING UNDER QUASI-CONTINUOUS REGIME FOR TN-1 SHAPE MEMORY ALLOYS

I.Yu. Khmelevskaya, R.D. Karelin, S.D. Prokoshkin, V.A. Andreev, V.S. Yusupov, M.M. Perkas, V.V. Prosvirnin, A.E. Shelest

Annotation.

Optimal temperature of severe plastic deformation by equal-channel angular pressing (ECAP) under quasi-continuous mode for TN-1 shape-memory alloys (SMA) was determined as 400-450 °C. Conduction of ECAP at the lower temperature leads to the premature distraction of samples after 3 or 4 passes, while properties didn't reach the previously obtained after ECAP at 400 ° C, 7 passes level.

В ранее проведенных исследованиях [1-2] была показана перспективность применения равноканального углового прессования (РКУП) в квазинепрерывном режиме по сравнению с классическим режимом (при котором присутствуют паузы и дополнительные подогревы заготовки до температуры деформации между проходами), а так же показано улучшение комплекса механических и функциональных свойств после применения квазинепрерывного режима РКУП с углом пересечения каналов 120 град при температуре 400 °С за 3,5 и 7 проходов за счет формирования смешанной нанокристаллической и наносубзеренной структуры с размером зерна от 115 ± 5 нм до 103 ± 5 нм, как по сравнению с контрольной обработкой (закалка с 750 °С, 30 мин, охлаждение в воде), так и после РКУП с паузами за 20 проходов.

С целью увеличения степени деформационного наклепа и дополнительного измельчения структуры была предпринята попытка проведения квазинепрерывного РКУП при пониженной до 380 °С и 350 °С температуре деформации. Однако, после проведении РКУП при 380 °С заготовка разрушилась пополам на 4-м проходе, а после проведения РКУП при 350 °С – на 3 проходе.

При понижении температуры происходит преждевременное разрушение заготовки уже на 3-4 проходе, и свойства не успевают выйти на уровень, ранее полученный после РКУП при температуре 400°С, 7 проходов. Так, величина полностью обратимой деформации после РКУП-7_{400} и последеформационного отжига при 400 °С составила 9,5 %, а после РКУП-3_{350} и РКУП-4_{380} и такого же последеформационного отжига 6,7 %. Величина твердости и предела прочности в первом случае также оказалась выше (297 МПа и 1154 МПа, против 233 МПа и 1024 МПа).

Полученные результаты позволили определить оптимальный интервал проведения РКУП в квазинепрерывном режиме (угол пересечения каналов 120 град), который составляет 400-450 °С.

Список литературы

1. И.Ю. Хмелевская, Р.Д. Карелин, С.Д. Прокошкин, В.А. Андреев, В.С. Юсупов, М.М. Перкас, В.Д. Просвирнин, А.Е. Шелест, В.С. Комаров. / Влияние казинепрерывного равноканального углового прессования на структуру и функциональные свойства сплавов Ti-Ni с памятью формы // Физика металлов и металловедение. 2017. т. 118, № 3, с.293-300.

2. Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Просвирнин В.В., Шелест А.Е., Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Коротицкий А.В., Бондарева С.А., Карелин Р.Д. / Получение промышленных полуфабрикатов СПФ марки ТН-1 с повышенными механическими и функциональными свойствами комбинированием методов тёплой ротационной ковки и РКУП // Деформация и разрушение металлических материалов. 2017. № 4, с.43-48.

****

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП-СТАЛИ ВНС9-Ш

Кусакин П.С. [1], Терентьев В.Ф. [2*], Слизов А.К. [3]

[1]НИУ «БелГУ», Белгород, 308015, Россия

[2]ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия

[3]ОАО «Камов», Люберцы Московской обл., 140007, Россия

E-mail: fatig@mail.ru

STRUCTURAL STATE OF HIGH-STRENGTH AUSTENITIC-MARTENSITIC TRIP-STEEL VNS9-SH

P.S. Kusakin, V.F. Terentyev, A.K. Slizov

Исследовали сталь ВНС9-Ш следующего химического состава (в вес. %) 0.20–0.25 C, 14.5–16.0 Cr, 4.8–5.8 Ni, 2.7–3.2 Mo, ≤1.0 Mn, ≤0.6 Si, 0.03–0.07 N, ≤0.01 S, ≤0.015 P изготовленную на заводе ОАО «Мечел» в виде листа толщиной 0,3 мм в результате горячей прокатке (до толщины ~ 4 мм), а затем холодной прокатке за несколько проходов с финальным обжатием в 38-40%. Микроструктурные исследования были выполнены при помощи сканирующего электронного микроскопа Nova Nanosem 450, оснащенного приставкой для анализа дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) на сечении нормальном трансверсальному направлению. Структура стали ВНС9-Ш в исходном состоянии представляла собой мартенсит деформации и наклёпанный аустенит (60% мартенсита деформации – ά-фаза и 40% аустенита – γ-фаза). Средний размер зерна аустенита в направлении прокатки составлял ~ 25 мкм. Для получения качественного результата при изучении структурного состояния стали ВНС9-Ш с использованием метода EBSD поверхностный слой материала стравливали на глубину 40 мкм. При этом количество ά-фазы сокращается до 30%. Это связано с тем фактом, что тонколистовая трип-сталь ВНС9-Ш по толщине листа имеет различный фазовый состав [1].

Холодная прокатка трип-стали ВНС9-Ш приводит к образованию вытянутой структуры, состоящей из деформированного метастабильного аустенита с большим количеством двойников деформации и деформационного ά-мартенсита (рис. 1, а). Деформационное двойникование и деформационное мартенситное превращение приводят к разбиению исходных аустенитных зерен сетью высокоугловых границ. Деформационный ά-мартенсит образуется в основном на пересечении микрополос и двойников (рис. 1, б). Доля ά-мартенсита в центральной части листа составляет 30%, а аустенита 70%, соответственно.

Распределение границ по разориентировкам в стали ВНС9-Ш характеризуется наличием нескольких пиков (рис. 1, б): от малоугловых границ менее 10°, а также от высокоугловых границ с разориентировками 35°, 45° и 60°. Пик от малоугловых границ связан с большим числом малоугловых деформационных субграниц, вносимых при пластической деформации [2]. Пик на 45° имеет двойственную природу: во-первых, он связан с деформационным мартенситным превращением: ориентационное соотношение между аустенитом и мартенситом в нержавеющих сталях близки к предсказанным соотношениям Курдюмова-Закса и Нишиямы-Вассермана, и составляют 42.9° и 46°, соответственно, между аустенитом и мартенситом [3, 4]. Во-вторых, границы зерен сильнодеформированных металлов и сплавов приобретают случайную разориентировку, проявляющуюся в виде распределения МакКензи [5] с максимумом на 45°. Пик границ с разориентировкой 60° очевидно связан с границами деформационных двойников, поскольку деформационные двойники в ГЦК-решетке имеют специальные границы Σ3 с разориентировкой 60° <111>. Пик распределения границ по разориентировкам на 35° может быть связан с разворотом областей аустенитной матрицы и мартенсита после деформационного превращения в результате дальнейшей деформации.

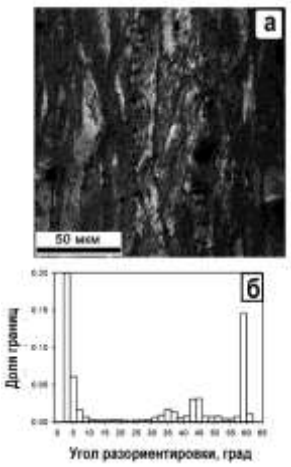


Рис 1

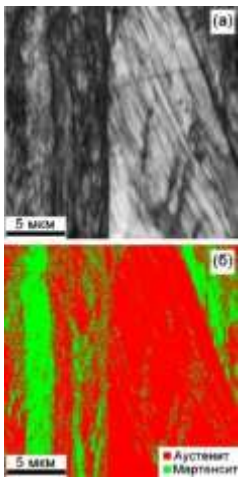


Рис. 2

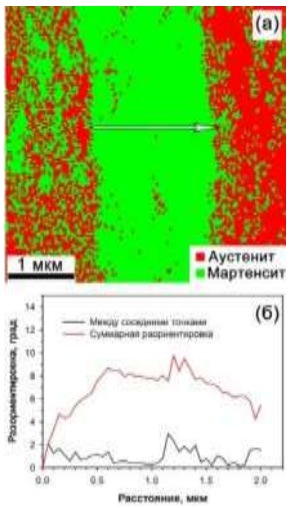


Рис. 3

Рис. 1. Микроструктура холоднокатаной стали ВНС9-Ш (а): распределение границ по разориентировкам (б).

Рис. 2. (а) Детали микроструктуры холоднокатаной стали ВНС9-Ш, (б) распределение фаз на рис. (а).

Рис. 3. (а) Распределение фаз холоднокатаной стали ВНС9-Ш (а): профиль разориентировок (б) по стрелке на рис. (а).

Детальное исследование микроструктуры стали ВН9-Ш показало, что пластины мартенсита, образовавшиеся на двойниках деформации, имеют толщину около 100-200 нм, что также согласуется с данными просвечивающей микроскопии, полученных для сталей данного класса [6] (рис. 2, а).

Также большое количество мартенсита деформации наблюдается в пересечении полос сдвига (рис. 2, а, б), которое приводит к образованию пластин толщиной 1-3 мкм. Сами мартенситные пластины, например, рис. 3, а, имеют искривленную решетку за счет внутренних напряжений. Суммарная разориентировка внутри пластины (рис. 3, б) доходит до 10°, так же как в реечном мартенсите в сталях мартенситного класса [7]. Разориентировка растет к центру пластины, снижаясь к краю.

Плотность дислокаций была рассчитана для данной стали по средней разориентировке по Кернелу согласно уравнению Франка:

$$\theta \approx 2sin\frac{\theta}{2} = \frac{N \times b}{h} \quad (1)$$

где θ – это разориентировка, создаваемая стенкой, состоящей из N дислокаций высотой h, b – вектор Бюргерса. В данном случае h – шаг сканирования. Плотность дислокаций таким образом может быть рассчитана как отношение числа дислокаций к площади сканирования:

$$\rho = \frac{N}{S} = \frac{2\theta}{\sqrt{3}hb} \quad (2)$$

где S – площадь сканирующего шестиугольника, $S = \sqrt{3}h^2/2$. Таким образом, плотность дислокаций в стали ВНС9-Ш после холодной прокатки составила $1{,}5\times10^{15}$ м$^{-2}$. Аналогичная величина получена на сталях этого класса при измерении плотности дислокаций в просвечивающем электронном микроскопе [6].

Таким образом показано, что структура тонколистовой холоднокатаной аустенитно – мартенситной трип - стали ВНС9 – Ш состоит из вытянутых зерен деформированного метастабильного аустенита с большим количеством двойников деформации и из деформационного ά-мартенсита. Плотность дислокаций в стали ВНС9-Ш в результате холодной прокатки достигает $1{,}5\times10^{15}$ м$^{-2}$. Предпочительными местами зарождения мартенсита деформации являются пересечения двойников деформации и полос сдвига. В первом случае толщина мартенситных пластин составляет 100-200 нм, а во втором достигает 1-3 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 15-08-02518 и № 16-58-4800.

Литература

1. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Сиротинкин В.П. и др. Влияние удаления поверхностного слоя на фазовый состав тонколистовой ТРИП-стали после статического растяжения с разной скоростью деформирования / Металлы. 2016. № 1. С. 40–45.

2. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R. et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / Prog. Mater. Sci. 2014. Vol. 60. P. 130–207.

3. Kitahara H., Ueji R., Tsuji N. et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel / Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1279–1288.

4. Kitahara H., Ueji R., Ueda M. et al. Crystallographic analysis of plate martensite in Fe–28.5 at.% Ni by FE-SEM/EBSD / Mater. Charact. 2005. Vol. 54. P. 378–386.

5. Mackenzie J.K. Second paper on statistics associated with the random disorientation of cubes / Biometrika. 1958. Vol. 45. P. 229–240.

6. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Development of nanocrystalline 304L stainless steel by large strain cold working / Metals. 2015. Vol. 5. P. 656–668.

7. Dudko V., Belyakov A., Kaibyshev R. Evolution of lath substructure and internal stresses in a 9% Cr steel during creep / ISIJ Int. 2017. Vol. 57. P. 540–549.

****

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ЛИСТОВОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 08ГБЮ

Терентьев В.Ф. [1], Просвирнин Д.В. [1], Ящук С.В. [2]

[1]ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Россия

[2]НИЦ МВТ, Москва, 109428, Россия

Исследовали влияние скорости деформирования на механические свойства листовой микролегированной низкоуглеродистой стали 08ГБЮ (0,08C, 1,0Mn, Nb0,04, вес.%) толщиной 1 мм с цинковым покрытием (толщина покрытия с каждой стороны ~ 50 мкм). На границе раздела цинкового покрытия со сталью присутствует интерметаллид $Fe_2 Al_5$. Испытания на статическое растяжение образцов с размером рабочей части 7х20 мм со скоростью деформации от 0,1 до 30,0 мм /мин проводили на сервогидравлической испытательной машине Инстрон.

На рис.1 на одном графике представлены кривые растяжения образцов из стали 08ГБЮ, испытанных со скоростью деформации от 0,1 до 30, 0 мм /мин. Видно, что в данном интервале скоростей деформирования механические свойства изменяются незначительно. Так, предел прочности $\sigma_в$ находится в интервале значений от 492,2 МПа до 510,2 МПа (максимальное значение $\sigma_в$ наблюдается при скорости деформирования 30 мм/мин, а минимальное при 0,1 мм/мин). Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ изменяется в интервале значений от 414,2 МПа до 391,7 МПа, физический предел текучести $\sigma_т$ от 420 МПа до 400,2 МПа (максимальное значение $\sigma_т$ наблюдается при скорости деформирования 30 мм/мин), а относительное удлинение от 28,4% до 24,3%.

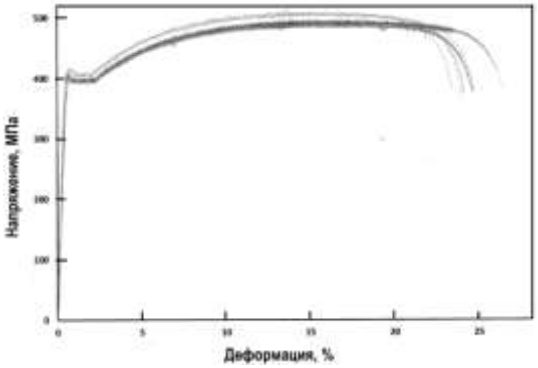


Рис. 1. Кривые растяжения образцов из стали 08ГБЮ, испытанных со скоростью деформации от 0,1 до 30, 0 мм /мин.

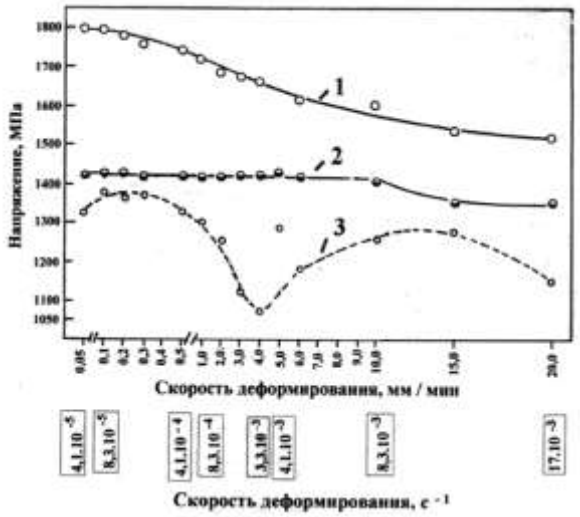


Рис. 2. Влияние скорости деформирования на прочностные характеристики трип- стали ВНС9-Ш: 1 - $\sigma_в$; 2 - σ_m; 3 - $\sigma_{0,2}$ [1].

Интересно сравнить полученные данные скоростной зависимости механических свойств стали 08ГБЮ с результатами работы [1], в которой исследовали скоростную зависимость прочностных механических свойств тонколистовой (толщина 0,3 мм) трип - стали ВНС9-Ш (рис. 2). Обе стали на кривых статического растяжения имели физический предел текучести. Из-за проявления трип – эффекта значения предела прочности у образцов из стали ВНС9-Ш в сравнимом диапазоне скоростей деформирования снижаются с увеличением скорости деформирования из-за уменьшения влияния трип-эффекта (образования мартенсита деформации) (рис. 2).

Однако, что самое интересное, у этих совершенно различных по классу сталей (и по химическому составу, структурным изменениям в процессе деформирования и уровню прочностных характеристик) в обоих случаях наблюдается незначительное изменение значений физического предела текучести в исследованном диапазоне скоростей деформирования. Таким образом, феномен площадки текучести преподносит очередную загадку с давних времен его обнаружения [2].

Литература

1. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Проявление трип – эффекта в аустенитно – мартенситной стали ВНС9-Ш при различных скоростях деформации // Деформация и разрушение, 2016, №1, с. 14 – 18.

2.Чернов Д.К. Обобщение по поводу некоторых новых наблюдений при обработке стали (Доклад в Русском металлургическом обществе 10 марта 1884 года) // Журнал Русского металлургического общества. Петроград. 1915. № 1. С. 115-123.

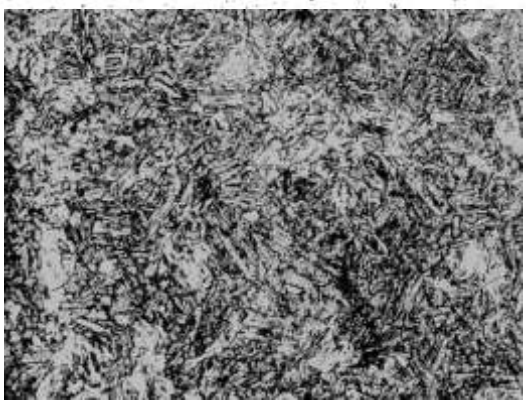
*****

стали ЭП310 из мартенсита и остаточного аустенита (примерно 10%). Отжиг образцов из стали ЭП310 приводит к тому, что мартенсит сосредотачивается в основном в области границ зерен.

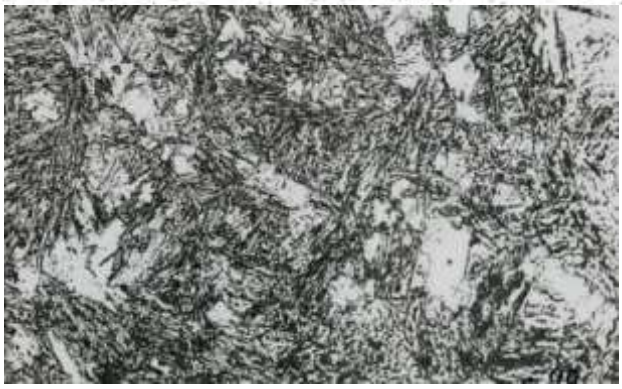
Статические и усталостные испытания проводили на универсальной испытательной машине ИНСТРОН 8801. Циклическое деформирование осуществляли в условиях повторного растяжения при коэффициенте асимметрии цикла R = 0,1 и частоте 30 Гц.

Таблица 1 Химический состав исследованных материалов

Марка стали	C	Cr	Ni	Mo	N	Si	Mn	S
						не более		
ЭП310 стандартная ТО	0,11-0,16	14,0-15,5	4,0-5,0	2,3-2,8	0,05-0,10	0,7	1,0	0,02
ЧС5-ИД стандартная ТО	0,015		17,5-18,5	3,5-4,5		0,1	0,1	0,01



а



б

Рис. 1. Структура исследованных сталей: а - сталь ЧС5У – ИД (закалка+ старение); б – сталь ЭП310 (закалка при 1070^{0}С)

Механические свойства при статическом растяжении исследованных материалов представлены в таблице 2.

Таблица 2 Механические свойства исследованных материалов

Марка стали	Предел прочности, $\sigma_в$, кГс/см^2	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$ кГс/см^2	Относительное удлинение, δ, %	Относительное сужение, ψ, %	Ударная вязкость, кГс/см^2	Твердость, HRc
ЭП310 стандартная ТО	168,83	135,3	17,4	60	11,63	46,5
ЭП310 отжиг	96,27	66,51	20,53			
ЧС5-ИД стандартная ТО	164,0	157,3	10,0	59,33	7,27	48



Рис. 2. Кривая усталости мартенситной стали ЧС5-4Д



Рис. 3. Кривая усталости мартенситной стали ЭП-310: 1 – стандартная термическая обработка; 2 – трехступенчатый отжиг.

Из таблицы 2 видно, что при примерно равных значениях предела прочности после стандартной термической обработки у сталей ЧС5У – ИД и ЭП 310 –Ш у стали ЭП 310 –Ш относительное удлинение почти в два раза выше, чем у стали ЧС5У – ИД, за счет наличия в структуре более пластичного остаточного аустенита.

На рис. 2 и 3 представлены кривые усталости исследованных материалов.

Из рис. 2 и 3 видно, что у обеих сталей предел выносливости находится в пределах 1100 МПа – 1125 МПа. У менее пластичной мартенситностареющей стали ЧС5 – 4Д разброс экспериментальных данных по долговечности до разрушения больше и поэтому эти данные представлены в виде заштрихованной области разброса долговечностей (рис. 2).

Показано, что на поверхности усталостного разрушения образцов обеих сталей наблюдается дольно большая область, связанная с распространением усталостной трещины, что свидетельствует о высоком сопротивлении усталости этих сталей (зоны А и Б на рис 4, а). На стадии стабильного распространения усталостной трещины наблюдается довольно пластичный рельеф разрушения с характерными признаками, присущими усталостному разрушению: гребенчатые образования и наличие усталостных бороздок (рис .4, б). Некоторое различие в механизме роста усталостной трещины связано с тем, что у образцов из стали ЧС5У – ИД на стадии ускоренного роста трещины наблюдается микрорастрескивание вдоль усталостных бороздок, что связано с меньшей пластичностью (за счет отсутствия в структуре остаточного аустенита) этой стали по сравнению с аустенитно-мартенситной сталью ЭП 310 –Ш (рис. 4, в). Статический долом у обеих сталей связан с вязким ямочным разрушением путем отрыва (рис. 4, г).

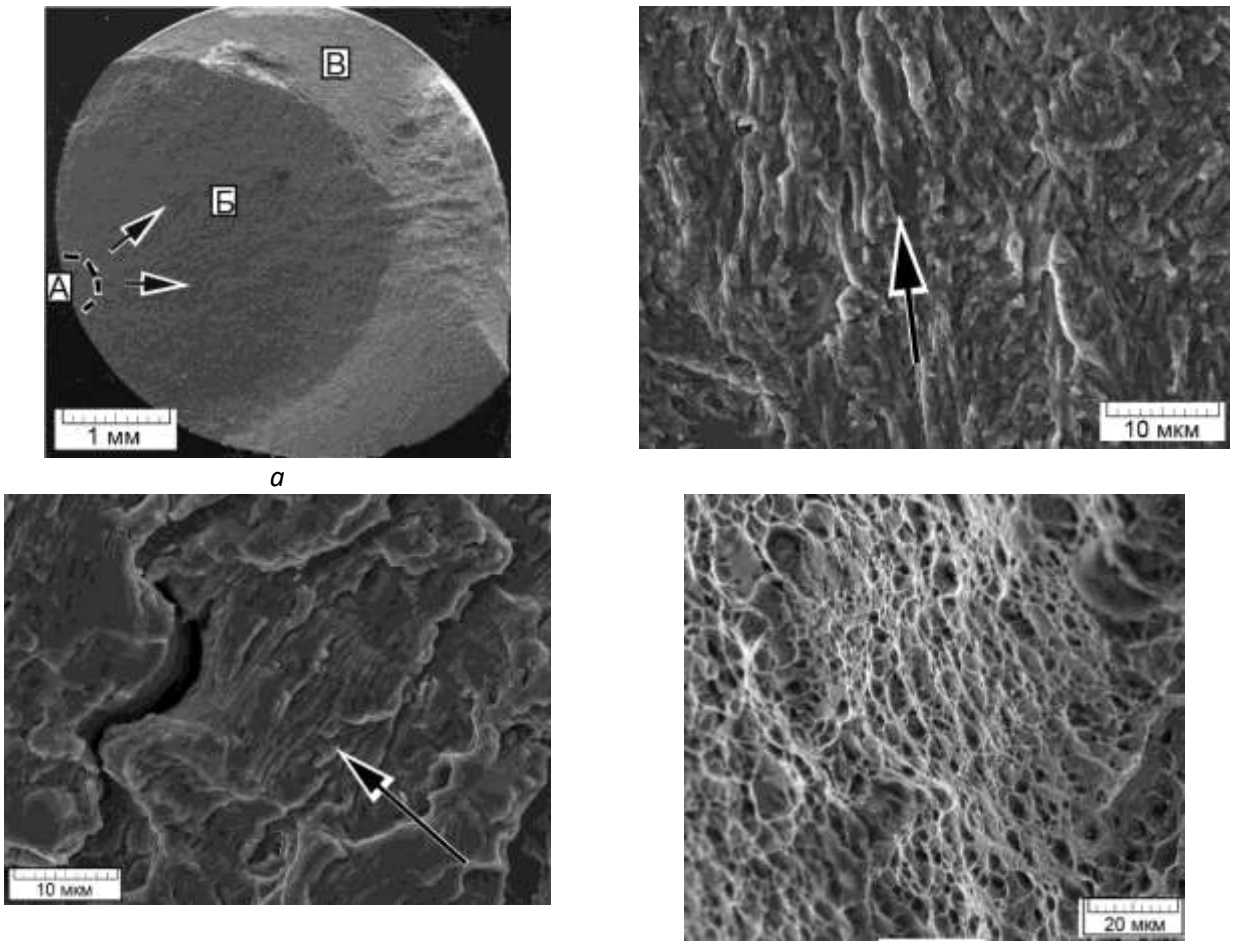


Рис. 4. Фрактография усталостного разрушения исследованных сталей

Полученные экспериментальные результаты показывают, что обе исследованные стали после стандартной термообработки обладают высоким сопротивлением усталостному разрушению. Для ответственных изделий целесообразнее использовать аустенитно – мартенситную сталь поскольку она при примерно равных значениях предела прочности обладает повышенной пластичностью.

****

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 600°С

Никитин И.С., Федосеева А. Э.

Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, fedoseeva@bsu.edu.ru

STRUCTURAL CHANGES IN HIGH-CR MARTENSITIC STEEL DURING CREEP AT 600°C

I.Nikitin, A. Fedoseeva

The effect of creep deformation on the microstructural changes in the 9%Cr steel was investigated under creep test at 600°C and the nominal stress of 140MPa. Creep deformation leads to the acceleration of degradation of tempered martensite lath structure because of the significant particle coarsening.

Стали мартенситного класса являются перспективным материалом для изготовления элементов котлов и паропроводов теплотехнических энергоблоков благодаря своей способности работать при суперсверхкритических параметрах пара: 600-620°С и давлении 25-35МПа. Целью исследования

являлось выявление изменений тонкой структуры жаропрочной высокохромистой стали в зависимости от величины деформации.

В качестве материала исследования была выбрана стали Р92 (10Х9В2МФБР) со следующим химическим составом (в вес. %): Fe-0,097C-0,17Si-0,54Mn-8,75Cr-0,51Mo-1,6W-0,23V-0,07Nb-0,21Ni-0,04N-0,003B. Сталь была подвергнута термической обработке, заключавшейся в нормализации с 1050°С (0,5 ч) с последующим отпуском при 780°С (3 ч). Испытание на длительную прочность проводилось при температуре 600°С и напряжении 140 МПа до разрушения. Время до разрушения составило 6876 часов. Исследование тонкой структуры проводилось на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Размер структурных элементов измерялся методом случайных секущих. Плотность дислокаций оценивалась по количеству точек выхода дислокаций на поверхность фольги.

В результате термической обработки в стали 10Х9В2МФБР формируется смешанная реечно-субзеренная структура, со средним размером реек/субзерен около 0,40 мкм, плотность свободных дислокаций составляет около $2{,}5\times10^{14}$ м$^{-2}$. Границы ИАЗ, реек и субзерен декорированы частицами карбида $M_{23}C_6$ со средним размером 73 нм. В объёме матрицы гомогенно распределены частицы карбонитрида МХ, обогащенные ванадием со средним размером 17 нм.

В захватной части образца в результате длительного старения при температуре 600°С в течение 6876 часов формируется субзёренная структура со средним размером субзерен 0,50 мкм, при этом плотность дислокаций сохраняется ~$2{,}5\times10^{14}$ м$^{-2}$. Основным процессом в процессе старения является выделение фазы Лавеса, средний размер которой составил 213 нм. В рабочей части образца (сужение 7%), также происходит переход к субзеренной структуре с размером субзерен 0,68 мкм, что сопровождается незначительным падением плотности дислокаций до 2×10^{14} м$^{-2}$. В шейке образца (сужение 50%) формируется равноосная субзеренная структура со средним размером субзерен около 0,73 мкм, что сопровождается падением плотности дислокаций до $0{,}6\times10^{14}$ м$^{-2}$. В рабочей части и в зоне шейки было обнаружено значительное укрупнение карбидов $M_{23}C_6$ до 170 нм и карбонитридов МХ до 69 нм, в то время как размер выделившихся частиц фазы Лавеса ($d_{ср}$ ~ 220 нм) такой же, как и в захватной части образца.

По результатам исследования было выявлено, что в процессе воздействия повышенных температур и пластической деформации протекает процесс полиганизации, что сопровождается падением плотности дислокаций. В процессе ползучести и длительного старения происходит укрупнение частиц, выделившихся при отпуске. При этом пластическая деформация способствует более стремительному укрупнению частиц карбида $M_{23}C_6$ и карбонитрида МХ. На укрупнение частиц фазы Лавеса пластическая деформация влияния не оказывает.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (соглашение № 17-73-10380).

****

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ ОТРАЖЕНИИ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Эбель А.А., Майер А.Е.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

ebel-aa@yandex.ru, mayer@csu.ru

С помощью молекулярно-динамического моделирования представлены результаты исследования пластической деформации наноструктурированной поверхности металла при отражении ультракороткой ударной волны. Поверхность металла рассматривалась как в виде выступов или впадин, сравнимых по размеру с толщиной импульса сжатия, так и в виде осажденных наночастиц. Возникающая волна растяжения, вследствие отражения ударной волны от свободной поверхности металла, распространяется в обратном направлении. Возможно, разрушение образца в виде откола или выброса вещества вследствие развития неустойчивости Рихтмайера-Мешкова при достаточно большой амплитуде волны растяжения. При этом за счет пластической деформации наблюдается диссипация части энергии импульса сжатия. Вследствие этого увеличивается порог нарушения целостности образца в сравнении с плоской свободной поверхностью металла [1,2]. При этом также уменьшается амплитуда волны растяжения. В зависимости от параметров наноструктурированной поверхности металла исследовалась минимальная амплитуда ударной волны,

необходимая для откола или выброса вещества. При рассмотрении слоя осажденных наночастиц представлены результаты по компактированию слоя в наноструктурное покрытие при падении последовательных импульсов ударного сжатия. В процессе компактирования слоя наночастиц получаем монолитное покрытие поверхности металла в зависимости от различных параметров, например, амплитуды, длительности и количества импульсов сжатия. Представлены результаты многократного использования импульсов сжатия умеренной амплитуды и малой длительности для сохранения целостности образца и формирования качественного покрытия, в отличие от применения одного длительного воздействия. В качестве последовательных импульсов рассматривалось лазерное излучение в режиме серий импульсов [3,4], воздействующее на противоположную поверхность металла с осажденными наночастицами.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ, государственное задание 3.2510.2017/ПЧ, и гранта Президента Российской Федерации, проект MD-7481.2016.1.

Литература

[1] Mayer A.E., Ebel A.A. Influence of free surface nanorelief on the rear spallation threshold: molecular-dynamics investigation – J. Appl. Phys. Vol. 120, 2016 – 165903.

[2] Ebel A.A., Mayer A.E. Molecular dynamic investigations of the shock pulses interaction with nanostructured free surface of a target – J. Phys.: Conf. Ser.774, 2016 – 012060.

[3] Z. Qian, A. Mordovanakis, J. E. Schoenly, A. Covarrubias, Y. Feng, L. Lilge, R.S. Marjoribanks, Pulsetrain-burst mode, ultrafast-laser interactions with 3D viable cell cultures as a model for soft biological tissues, Biomed. Opt. Express 5 (2014) 208–222. http://dx.doi.org/10.1364/BOE.5.000208

[4] V.N. Lednev, S.M. Pershin, P.A. Sdvizhenskii, M.Ya. Grishin, M.A. Davydov, A.Ya. Staverty, R.S. Tretyakov, Laser induced breakdown spectroscopy with picosecond pulse train, Laser Phys. Lett. 14 (2017) 026002. https://doi.org/10.1088/1612-202X/aa4fc0

****

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Мельников Е.В.[1], Астафурова Е.Г.[1], Майер Г.Г.[1], Москвина В.А.[1,2]

[1]Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, melnickow-jenya@yandex.ru

[2]Россия, Национальный Исследовательский Томский политехнический университет

EFFECT OF ROLLING ON PHASE COMPOSITION AND MICROHARDNESS OF AUSTENITIC STEELS WITH DIFFERENT STACKING-FAULT ENERGIES

Melnikov E.V.[1], Astafurova E.G.[1], Maier G.G.[1], Moskvina V.A.[1,2]

The influence of multi-pass cold rolling on the phase composition and microhardness of austenitic Fe-18Cr-9Ni-0.21C, Fe-18Cr-9Ni-0.5Ti-0.08C, Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C (in wt.%) steels with different stacking fault energies was studied. The metastable Fe-18Cr-9Ni-0.5Ti-0.08C steel undergoes γ→α' phase transformations during rolling, the volume fraction of α'-martensite deformation in steel structure is increased with increasing strain. Metastable austenite Fe-18Cr-9Ni-0.21C steel does not undergo the formation of an appreciable amount of strain-induced α'-martensite under rolling, but the magnetophase analysis reveals a small amount of ferrite phase in the structure of steel after rolling. The structure of stable Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C steel remains austenitic independently on strain. Investigations of microhardness of the steels show that their values are increased with strain and are dependent on propensity of steels to strain-induced martensitic transformation.

Методами рентгеноструктурного, рентгенофазового и магнитофазового анализа, микроиндентирования исследовали влияние прокатки на фазовый состав и микротвердость аустенитных сталей Cr-Ni с различными энергиями укладки (ЭДУ) [1]: Fe-18Cr-9Ni-0.21C (ЭДУ=9.2-32.5 мДж/м^2), Fe-18Cr-9Ni-0.5Ti-0.08C (ЭДУ=14.7-41.1 мДж/м^2), Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C (ЭДУ=34.6-80.7 мДж/м^2) (в мас. %).

Образцы разрезали с помощью электроискровой машины в форме прямоугольных пластин размером 30×10×1.5 мм^3. После химической чистки образцы закаливали в воду после часовой

выдержки при температуре 1100 °C. Механической шлифовкой и электрохимической полировко (50 г CrO_3 в 200 мл H_3PO_4) удаляли поврежденный поверхностный слой. Многоходовую холодную прокатку проводили при комнатной температуре до степеней деформации ε=25-75 % (ε=((h_1-h_0)/h_0)×100 %, h_0 и h_1 - исходная и конечная толщина образцов соответственно). Деформация за один проход ≈ 3-4%. Анализ дифракции рентгеновских лучей проводился на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu-K_α излучения. Вероятность дефекта упаковки была рассчитана из изменения положения пиков на рентгенограммах, как было описано в [2]. Магнитные свойства аустенитной нержавеющей стали измерялись при комнатной температуре с использованием магнитометра Н-04 [3]. Среди возможных фаз структуры стали (γ, ε, α') только α'-фаза является ферромагнитной, а мартенситная объемная доля может быть точно оценена с использованием магнитофазного анализа [4]. Микротвердость образцов стали определялась при комнатной температуре с использованием прибора Duramin 5 с нагрузкой 200 г.

Согласно рентгенофазовому и рентгеноструктурному анализу после закалки все три стали обладают аустенитной структурой с параметром решетки a=3.59-3.60 Å.

Прокачка стали Fe-18Cr-9Ni-0.21C не сопровождается фазовыми превращениями, на рентгенограммах пики соответствуют только γ-фазе. Несмотря на это, образцы стали магнитными после прокатки и образовалась небольшая доля индуцированного деформацией α'-мартенсита, который был идентифицирован магнитофазовым методом. Согласно рентгеноструктурному анализу размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) после прокатки уменьшались (≈ 25 нм), а микронапряжение кристаллической решетки (Δd/d) увеличивалось на порядок по сравнению с исходным состоянием (с 2.0×10^{-4} до 2.0×10^{-3}). Прокатка вызывает уширение и смещение пиков на рентгенограммах. Изменение положения пика возникает из-за наличия дефектов укладки и увеличения внутренних напряжений, достигающих σ_{II}=410 МПа при ε=75 %. Вычисленная вероятность дефекта упаковки невелика: ≈ 2 % при ε=50 %, что свидетельствует о преобладании высоких внутренних напряжений в стальных образцах из-за деформации и фрагментации структуры при прокатке.

Согласно результатам рентгенофазового и магнитофазового анализа образцов метастабильной стали Fe-18Cr-9Ni-0.5Ti-0.08C, прокатка сопровождается образованием деформационно-индуцированного мартенсита. Увеличение степени пластической деформации при прокатке сопровождается уменьшением интенсивности рентгеновских линий, соответствующих аустенитной фазе, и ростом интенсивности пиковой для α'-мартенситной фазы. То есть объемная доля α-фазы растет с увеличением степени обжатия. Эти результаты согласуются с результатами исследований [5], где подробно описаны механизмы деформации и особенности γ-α-мартенситного превращения в аустенитных сталях Cr-Ni. Величина микродеформации кристаллической решетки аустенита возрастает в результате прокатки от ~ 10^{-4} (в начальном состоянии) до ~ 10^{-3} (после прокатки). Это приводит к увеличению внутренних напряжений до 470 МПа при ε=75 %. Параметры решетки для γ- и α'-фаз не изменяются при пластической деформации, но значения ОКР снижаются после прокатки по сравнению с начальным недеформированным состоянием.

Прокачка стабильной стали Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0,01C не приводит к реализации связанных с деформацией фазовых превращений – на рентгенограммах наблюдались только пики от γ-фазы. Магнитофазовый анализ также не определял наличие α'-фазы – структура стали остается полностью аустенитной. Эти результаты согласуются с результатами работы [6], а деформация стали определяется скольжением, двойникованием и образованием полос сдвига. Размеры областей когерентного рассеяния с ростом деформации стали уменьшаются, а микронапряжение кристаллической решетки возрастает с 7.3×10^{-4} (в исходном состоянии) до 1.6×10^{-3} (при 75 % прокатке). Это указывает на то, что структура была деформирована и фрагментирована, внутренние напряжения достигают σ_{II}=330 МПа после прокатки до 75 % деформации. В этой стали наименьшей вероятности дефекта упаковки среди трех исследованных сталей, что является результатом наибольшей энергии дефекта упаковки с и, следовательно, самой низкой тенденции к деформации механическим двойникованием.

В исходном состоянии исследуемые стали имеют микротвердость 1.8-2.2 ГПа в зависимости от химического состава. Фрагментация структуры, накопление дефектов кристаллической структуры и рост внутренних напряжений при пластической деформации приводят к упрочнению сталей, что способствует росту их микротвердости с увеличением степени обжатия. Кривые зависимости микротвердости от деформации для метастабильных сталей Fe-18Cr-9Ni-0,21C и Fe-18Cr-9Ni-0,5Ti-

0.08C с низкой ЭДУ почти одинаковы, что вероятно связано с аналогичными механизмами деформации и фрагментации стальной структуры во время прокатки. Существующая разница в значениях микротвердости (≈ 0.45-0.65 ГПа) обусловлена химическим составом и, в частности, массовой долей атомов углерода. Несмотря на низкое содержание углерода в стабильной стали Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C с высоким ЭДУ, в исходном состоянии она имеет довольно высокую микротвердость, что близко к значениям для стали Fe-18Cr-9Ni-0,21C с более высоким содержанием углерода. Но во время прокатки стали с высоким ЭДУ упрочняется менее интенсивно по сравнению с метастабильными сталями Fe-18Cr-9Ni-0.21C и Fe-18Cr-9Ni-0.5Ti-0.08C, что связано с подавлением индуцированных деформацией γ-α-фазных превращений.

Таким образом, независимо от состава стали и ЭДУ, прокатка обеспечивает деформацию и фрагментацию структуры стали, которые вызывают уменьшение интенсивности рентгеновских пиков, их уширение и изменение в их положениях. Прокачка аустенитной стали Fe-17Cr-13Ni-3Mo-0.01C с высокой ЭДУ не приводит к образованию α'-мартенситной фазы, которая не идентифицируется на рентгенограммах. Деформация сталей Fe-18Cr-9Ni-0.5Ti-0.08C и Fe-18Cr-9Ni-0.21C с низким ЭДУ сопровождается γ→α'-фазовым превращением и с увеличением степени обжатия при прокатки объемная доля α'-фазы также увеличивается. Фрагментация и деформация структуры стали и рост внутренних напряжений при прокатке приводят к упрочнению сталей, что способствует росту их микротвердости с увеличением деформации. Упрочнение сталей с низким ЭДУ выше, чем для стали с высокой ЭДУ, благодаря реализации фазового превращения, вызванного деформацией.

Литература:

1.A.F. Padihla, R.L. Plaut and P.R. Rios, ISIJ International, 43, No. 2, 135–143 (2003).

2.B.E. Warren, Morris Cohen, ed., Addison-Wesley Publ. Co., Inc., Reading, MA, 275-298 (1969).

3.В.Ю. Креслин, Е.П. Найден, Инструменты и экспериментальные методы, 1, 83-66 (2002).

4.K. Mumtaz, S. Takahahi, J. Echigoya, Y. Kamada, L.F. Zhang, H. Kikuchi, K. Ara, M. Sata, Journal of Materials Science 39, 85–97 (2004).

5.K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Materials Science and Engineering R, 65, 39–104 (2009).

6.I.Yu. Litovchenko, A.N. Tyumentsev, N.V. Shevchenko, and A.V. Korznikov. The Physics of Metals and Metallography, 112, No. 4, 412–423 (2011).

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1).

****

О МЕТАЛЛИЗАЦИИ КОВАЛЕНТНОЙ СВЯЗИ ПРИ СЖАТИИ ИЛИ РАСТЯЖЕНИИ КРИСТАЛЛА ПОЛУПРОВОДНИКА

Магомедов М.Н.

Россия, ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: mahmag4@mail.ru

ON METALLIZATION OF COVALENT BOND AT COMPRESSION OR STRETCHING OF THE SEMICONDUCTOR CRYSTAL

Magomedov M.N.

Based on proposed earlier model of the pairwise covalent bond is shown that the covalent bond breaks at the hydrostatic tension or compression of a crystal at any temperature, including and T = 0 K. There is a certain temperature, above which the covalent bond does not exist at neither any densities nor pressures.

Подгруппа углерода IVa, в которую входят C, Si, Ge, Sn и Pb уникальна тем, что в ней осуществляется переход от ковалентной связи к металлической по мере роста массы атома. Изучение закономерностей этого перехода позволит понять фундаментальные законы химической связи в кристаллах, а так же наметить задачи по созданию веществ с различными типами химической связи.

Представим парное межатомное взаимодействие в виде четырех параметрического потенциала Ми–Леннард–Джонса, имеющего вид:

$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)}\left[a\left(\frac{r_o}{r}\right)^b - b\left(\frac{r_o}{r}\right)^a \right], \qquad (1)$$

где D и r_o – глубина и координата минимума потенциала, $b > a > 1$ – численные параметры.

Так как для элементов подгруппы углерода энергия нулевых колебаний на два-три порядка меньше, чем энергия межатомной связи, то для определения параметров r_o, b и a можно с хорошей точностью использовать выражения следующего вида [1; 2, гл. 3]:

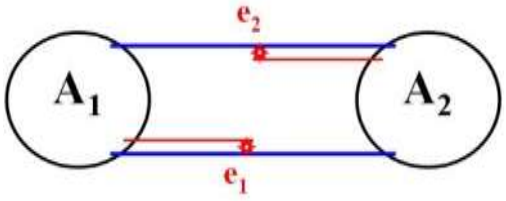
$$r_o = [6\, k_p\, V_0 / (\pi\, N_A)]^{1/3}\,, \qquad b = 6\,\gamma_0 - 2\,, \qquad a = 3[\,B'(P)_0 - 2\,] - b\,. \tag{2}$$

Здесь k_p – коэффициент упаковки структуры, V – молярный объем кристалла, N_A – число Авогадро, $\gamma = -\,[\partial\ln(\Theta)/\partial\ln(V)]_T$ – параметр Грюнайзена, Θ – температура Дебая, $B'(P) = \partial B_T/\partial P$ – производная модуля упругости по давлению. Индекс "0" означает, что величина определена при нулевых значениях температуры и давления: $T = 0$ K и $P = 0$.

Что касается величины D, то, как показано в [1, 2], для ковалентных кристаллов величину D можно определить, как из модуля упругости (B_0), так и из удельной (на атом) энергии атомизации (L_0) при $T = 0$ K и $P = 0$ по формулам:

$$D_b = \frac{18 B_0\, V_0}{k_n a b\, N_A} = D_s + \Delta D\,, \qquad D_s = \frac{L_0}{k_n/2}\,, \tag{3}$$

где k_n – первое координационное число (для структуры алмаза $k_n = 4$).



Для металлов эти две формулы дают одинаковый результат, но для ковалентных кристаллов глубина межатомного потенциала, восстановленная из модуля упругости (D_b) приблизительно в два раза больше той величины, что следует из энергии атомизации кристалла (D_s). Причем, разница: $\Delta D = D_b - D_s$, для кристаллов из элементов подгруппы углерода (алмаз, Si, Ge, α-Sn, Pb) уменьшается с ростом массы атома m, и для свинца она исчезает: $\Delta D(\mathrm{Pb}) \approx 0$, как это показано в таблице [1, 2]. На основе этого нами в [1; 2, гл. 3] была предложена модель ковалентной связи между парой атомов, которая представлена на рисунке.

Вся энергия двойной межатомной связи: $D_b = D_s + \Delta D = 2(D_s + d)$, изображена 6-ю линиями, соединяющими ионы A_1 и A_2, посредством 2-х обобщенных в ковалентной связи электронов. Энергия одиночной связи, осуществляемая одним электроном, равна: $D_b/2 = (D_s + \Delta D)/2 = D_s + d$. Здесь $D_s/2$ – энергия одиночной слабой связи, т.е. это энергия связи электрона с «чужим» ионом. Данная связь изображена толстой линией: A_i–e_i или A_i–e_j. Таких линий 4-е. Величина $\Delta D/2 = [(D_b/2) - D_s]/2 = D_s/2 + d$ – энергия одиночной сильной связи, т.е. это энергия связи электрона со «своим» ионом. Эта связь изображена двойной линией A_i–e_i: A_1–e_1 или A_2–e_2, где толстой линией изображена $D_s/2$, а тонкой – разница между энергиями сильной и слабой связей, т.е. разница в энергиях связи электрона со «своим» и «чужим» ионом:

$$d = \Delta D - (D_b/2) = (D_b/2) - D_s = (\Delta D - D_s)/2\,. \tag{4}$$

Таблица. Параметры межатомного потенциала (1) для кристаллов из элементов подгруппы углерода.

Кристалл	r_o [1, 2] nm	γ_0	b	a	B_0 [1, 2] GPa	D_b eV	L_0 [1, 2] eV	D_s eV	ΔD eV	d eV
C-dia	0.1545	0.965	3.79	2.05	443.0	8.43	7.36	3.68	4.75	0.535
Si	0.2351	1.00	4.00	2.48	97.7	5.54	4.64	2.32	3.22	0.450
Ge	0.2450	1.05	4.30	2.75	74.9	4.03	3.88	1.94	2.09	0.075
α-Sn	0.2798	1.072	4.43	2.79	42.6	3.15	3.12	1.56	1.59	0.015
Pb	0.3500 0.3477	2.70 2.74	14.2 14.5	2.38 2.52	45.0 41.6	0.378 0.317	2.03	0.338	+0.04 –0.02	–0.149 –0.17

Из-за наличия энергии d, связывающей валентный электрон со «своим» ионом, и осуществляется локализация электрона в парной ковалентной связи. Поэтому для металлизации парной ковалентной связи нужно разорвать энергию d. Для этого необходимо выполнение условия:

$$\frac{D_b}{(b-a)}\left[a\left(\frac{r_o}{c}\right)^b - b\left(\frac{r_o}{c}\right)^a\right] + 2D_s + \frac{E_n}{(k_n/2)} \geq 0 \cdot \quad (5)$$

Здесь $c = [6k_p\ V/(\pi N)]^{1/3}$ – расстояние между центрами ближайших атомов, E_n – это энергия колебательного движения атома в кристалле. Используя модель Дебая с зависимой от температуры величиной Θ, для удельной (на атом) внутренней энергии E_n можно получить выражение [2, стр. 39]:

$$E_n = 3k_B\Theta\left[\frac{3}{8} + \left(\frac{T}{\Theta}\right)\cdot Deb\left(\frac{\Theta}{T}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T}{\Theta}\right)\left(\frac{\partial\Theta}{\partial T}\right)_V\right], \quad (6)$$

где k_B – постоянная Больцмана, Θ – температура Дебая, $Deb(x)$ – функция Дебая.

Таким образом из (5) получаем уравнение для определения величины c/r_o, при которой преодолевается энергия d, т.е. разрываются связи обобщенных двумя атомами электронов со «своими» ионами и происходит металлизация ковалентной связи:

$$\left(\frac{r_o}{c}\right)^b - \frac{b}{a}\left(\frac{r_o}{c}\right)^a + \frac{(b-a)}{aD_b}\left(2D_s + \frac{E_n}{k_n/2}\right) \geq 0 \cdot \quad (7)$$

Полагая $b = 2a$, из (7) получаем, что металлизация ковалентной связи возможна как при изотермическом растяжении (при $c \geq c_{st}$), так и при сжатии (когда $c \leq c_{pr}$) ковалентного кристалла:

$$\frac{c}{r_o} \geq \frac{c_{st}}{r_o} = \left\{1 - \left[1 - \frac{1}{D_b}\left(2D_s + \frac{E_n}{k_n/2}\right)\right]^{1/2}\right\}^{-1/a}, \quad \frac{c}{r_o} \leq \frac{c_{pr}}{r_o} = \left\{1 + \left[1 - \frac{1}{D_b}\left(2D_s + \frac{E_n}{k_n/2}\right)\right]^{1/2}\right\}^{-1/a} . \quad (8)$$

Из (8) следует, что область существования ковалентной связи ограничена условием: $E_n/k_n \leq d$, т.е. энергия колебаний, приходящаяся на одну межатомную связь: E_n/k_n, должна быть меньше d – энергии локализующей электрон около своего иона в парной ковалентной связи:

$$\left(\frac{T}{\Theta}\right)\cdot Deb\left(\frac{\Theta}{T}\right)\left[1 - \left(\frac{T}{\Theta}\right)\left(\frac{\partial\Theta}{\partial T}\right)_V\right] \leq \frac{k_n d}{3k_B\Theta} - \frac{3}{8} . \quad (9)$$

Из (8) и (9) следует, что ковалентная связь разрушается при растяжении или сжатии кристалла при любой температуре, включая и $T = 0$ K. С ростом температуры величины c_{st} и c_{pr} сближаются, и при определенной температуре ковалентная связь не образуется ни при какой плотности или давлении. При $T = 0$ K условие (9) примет вид: $\Theta \leq \Theta_{max} = 8\ k_n\ d/(9k_B)$.

Можно полагать, что металлизация ковалентных связей при фазовом переходе α-Sn→β-Sn, также как и при плавлении Si или Ge обусловлена изотермическим растяжением данных связей. А металлизация при сжатии ковалентного кристалла – обуславливает полиморфный переход, который наблюдается в Si и Ge при высоких давлениях [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00041_а) и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Литература:

1.Магомедов М.Н. // Ж. Неорганической Химии. 2004. Т. 49. № 12. С. 2057–2067.

2.Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.

3.Магомедов М.Н. // Физика Твердого Тела. 2017. Т. 59. № 6. С. 1065 – 1072.

****

О РАЗРУШЕНИИМАТЕРИАЛА ПРИ ЕГО ИЗМЕЛЬЧЕНИИ МЕТОДОМ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРОБОТКИ

Соколов В. К.

ГУ Институт физики горных процессов

Украина, г. Донецк, ул. Розы Люксембург, 72

sokolov_v.k@mail.ru

В настоящей работе анализируются некоторые особенности измельчения материалов по указанному методу для получения тонкодисперсных порошков.

Разрушение материалов под действием гидростатического давления возможно лишь в том случае, когда он является структурно неоднородным. В результате этого, приложенное ко всему образцу гидростатическое давление трансформируется в его объеме в неоднородное поле напряжений, с отличным от нуля девиатором. По этой причине в объеме отдельных структурных элементов, составляющих материал, может достигаться предельное напряженное состояние, приводящее к их разрушению или пластической деформации.

По методу гидростатического измельчения [2] обработке давлением подвергают порошковый материал, который очевидно, является структурно неоднородным. Получим условие измельчения, т. е. условие разрушения структурных элементов (в данном случае порошинок) при гидростатическом обжатии порошков.

Очевидно, в ходе процесса измельчения под действием гидростатического давления порошок будет уплотняться. Это означает, что напряженное состояние образца в целом должно удовлетворять условию пластичности порошкового материала.

Согласно работе [3], в случае гидростатического обжатия, это условие имеет вид:

$$P = \sqrt{\psi(\theta)(1-\theta)}(k + \alpha P) \qquad (1)$$

где: P – величина гидростатического давления;

k – коэффициент сдвигового сцепления;

α – коэффициент внутреннего трения (эти коэффициенты определяются по методике, изложенной в работе [3];

Θ - пористость;

ψ(Θ) – некоторая функция пористости, которую, согласно[4] можно принять в виде:

$$\psi(\theta) = \frac{2}{3}\frac{(1-\theta)^3}{\theta} \qquad (2)$$

Согласно [3,4] при выполнении условия (1), величина τ = k + α P равна среднеквадратическому значению интенсивности девиатора напряжения в каркасе порошкового материала.

Предположим, что предельное состояние (текучесть или разрушение) отдельной порошинки наступает при выполнении условия Губера – Мизеса, записанного в виде:

$$\tau = \tau^* \qquad (3)$$

где: τ - интенсивность девиатора напряжений,

τ^* - предельное значение τ:

для состояния текучести $\tau^* = \tau^*_{т,}$

для разрушения $\tau^* = \tau^*_{р}$

Очевидно, если $\bar{\tau} < \tau^*$, то уплотнение материала осуществляется путем проскальзывания порошинок и их относительных разворотов друг относительно друга. При уплотнении материалов величина его пористости Θ убывает, а давление P, необходимое для уплотнения, растет. Это приводит к возрастанию $\bar{\tau}$. Когда величина $\nu \cdot \bar{\tau}$ достигает значения τ^*, произойдет смена механизма деформации материала. Здесь ν – коэффициент концентрации микронапряжений, который характеризует неоднородность распределения.

Если $\tau_т^* < \tau^*_р$, то последующее уплотнение будет осуществляться за счет пластического течения порошинок, если же $\tau_т^* > \tau^*$, то при выполнении условия $\nu \cdot \bar{\tau} = \tau^*_P$ начинается дробление порошинок.

Таким образом, условие начала процесса измельчения материала имеет вид следующей системы:

$$\begin{cases} \nu(k + \alpha P) = \tau^*_P \\ \tau^*_T \geq \tau^*_P \end{cases} \qquad (4)$$

Исследования показывают (см. прим.[5]), что величина предела прочности частицы зависит от ее размера. Связано это с тем, что вероятность наличия дефектов приводящих к разрушению, выше в

частицах большего размера. Количественно масштабный эффект может быть описан степенной зависимостью, следующей из распределения Вейбула [6]:

$$\tau^*_P = \tau^*_{po} \left(\frac{d_o}{d}\right)^{\frac{1}{\beta}} \quad (5)$$

где, d – размер частиц,

τ^*_{po} – значение τ^*_p для частиц с размером d_o,

β – параметр формулы Вейбула.

Для предела текучести также характерен масштабный эффект (см. например эффект "усов"[6]). Однако, так как пластическая деформация (по сравнению с хрупким разрушением) обусловлена дефектами более низкого масштабного уровня, то, в первом приближении, можно принять τ не зависящим от d. Подставляя (5) в (4) получаем условие начала процесса измельчения в следующем виде:

$$\begin{cases} \frac{P}{k} = \frac{1}{\alpha}\left(\frac{1}{\nu} - \frac{\tau^*_{po}}{k}\left(\frac{d_o}{d_m}\right)^{\frac{1}{\beta}}\right) \\ \frac{\tau^*_T}{\tau_{Po}} > \left(\frac{d_o}{d_m}\right)^{\frac{1}{\beta}} \end{cases} \quad (6)$$

где,d_m – максимальный размер частиц исходного материала.

В ходе процесса гидростатического измельчения будет происходить дробление частиц и все более плотная упаковка обломков. Последнее означает снижение пористости дробленого материала Θ и, связанный с этим рост давления, необходимого для продолжения процесса. Связь между P и Θ дается соотношением (1) в котором значение параметров k и α будет отличаться от тех значений, которые они имели до начала процесса измельчения. Величина α снизится, а k - увеличится[3,7]. Связано это с включением нового механизма деформации порошковой среды и дробления порошинок.

Из соотношения (1) легко получить:

$$P = \frac{k_1\sqrt{\psi(\theta)(1-\theta)}}{1-\alpha_1\sqrt{\psi(\theta)(1-\theta)}} \quad (7)$$

где, k_1 и α_1 – значения коэффициентов сдвигового сцепления и внутреннего трения на стадии измельчения порошка.

Условия измельчения порошка имеет вид следующей системы:

$$\begin{cases} \frac{P}{k_1} = \frac{1}{\alpha_1}\left(\frac{1}{\nu}\frac{\tau^*_{PO}}{k_1}\left(\frac{d_o}{d}\right)^{\frac{1}{\beta}} - 1\right) \\ \frac{\tau^*_T}{\tau^*_{Po}} > \left(\frac{d_o}{d}\right)^{\frac{1}{\beta}} \end{cases} \quad (8)$$

Первое из соотношений (8) показывает, что с ростом давления обработки будут дробиться все более мелкие частицы. Это означает, что в ходе гидростатического измельчения происходит многократное дробление частиц (дробятся обломки раздробленных частиц). В работе [8] показано, что в этом случае при некоторых предположениях процесс дробления развивается автомодельно, причем устанавливается логонормальное распределение частиц по размерам, описываемое следующей функцией распределения:

$$\phi(y) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}}\int_{-\infty}^{y} e^{-\frac{y^2}{2}}dy \quad (9)$$

где, $y = \frac{\ln\frac{d}{d_{50}}}{\sigma}$

d_{50} - так называемая медиана распределения (размер частицы, при которой : $\phi = \frac{1}{2}$);

σ – среднеквадратичное отклонение ln d от ln d_{50}.

Автомодельность процесса многократного дробления проявляется в том, что функция распределения Ф(y) не изменяется в ходе процесса. При дроблении уменьшается лишь величина d_{50}.

Указанное выше предположение, при котором получено соотношение (7) состоит в том, что характер дробления отдельной частицы не зависит, от ее абсолютных размеров. Очевидно, что это

допущение может выполняться лишь вдали от границы для d, определяемой вторым соотношением (8).

Действительно, второе условие (8)показывает, что при:

$$d < d_o\left(\frac{\tau_{po}^{*}}{\tau_r^{*}}\right)^{\beta},$$

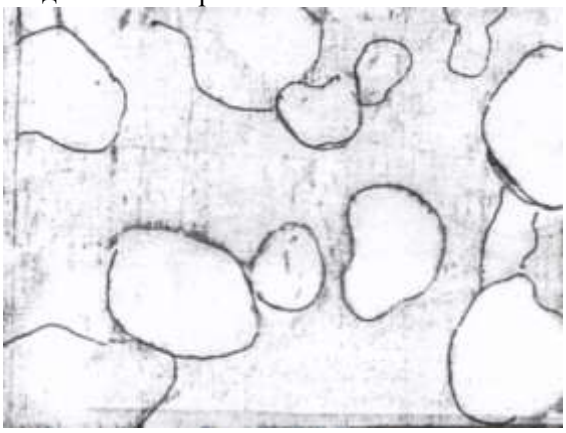
пластичность начинает существенно влиять на характер разрушения частиц. Экспериментальное подтверждение этого вывода можно найти в работе [5].

Из проведенного выше анализа следует, что при гидростатическом измельчении в общем случае можно выделить две нестационарные и стационарную стадии. Первые характерны для начала процесса, когда еще не произошло многократное дробление частиц и для значительной стадии процесса, когда минимальный размер частиц близок к величине:

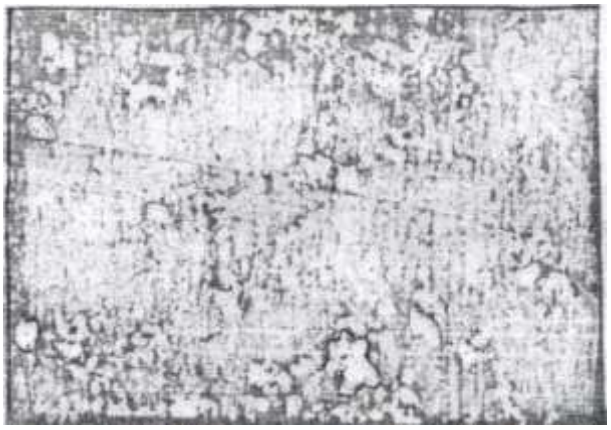
$$d_{\min} = d_o\left(\frac{\tau^{*}}{\tau_r}\right)^{\beta} \qquad (10)$$

Между этими стадиями лежит стационарная стадия, на которой распределение частиц по размерам дается формулой (9), а средний размер можно оценить по первому из соотношений (8). На начальной стадии процесса измельчения гранулометрический состав порошка во многом определяется исходным. На заключительной стадии происходит сужение функции распределения частиц по размерам в районе d_{min}.

Последнее подтверждается экспериментальными данными работы [9], а также фотографиями приведенными на рис. 1.



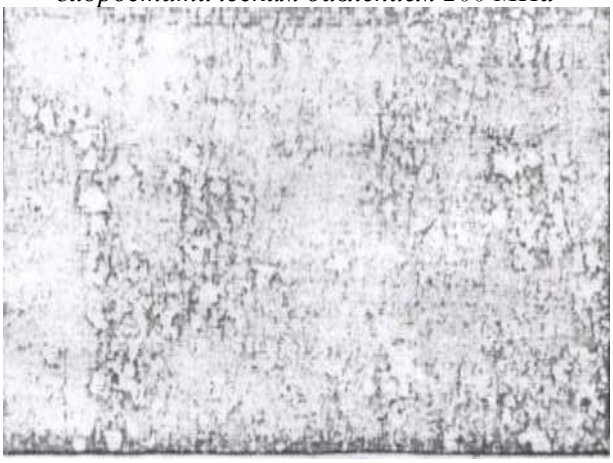
A – исходное состояние материала



B – обработка материала циклическим гидростатическим давлением 200 МПа



C – обработка материала циклическим гидростатическим давлением 600 МПа



D – обработка материала циклическим гидростатическим давлением 1000 МПа.

Рисунок 1

На этих фотографиях изображен в увеличенном масштабе (×200), тонкий слой песка в исходном состоянии (фиг, a) и после циклического гидростатического измельчения при давлении 200 МПа (b), 600 МПа(c), и 1000 МПа(d). Видно, что уже при давлениях обработки 200 МПа частицы

песка близкие размеры (0,5 мкм) и последующий рост давления до 1000 МПа практически не приводит к дальнейшему дроблению частиц.

В заключение отметим, что из (10) следует: охрупчивающие воздействия, снижающие $\frac{\tau^*_{PO}}{\tau^*_{T}}$ уменьшают $d_{min.}$. В качестве такого воздействия может служить, например, снижение температуры обработки материалов, использование поверхностно – активных веществ и других средств, способствующих разрушению материалов.

Список литературы:

1. Ревнивцев В. И., Гапонов Г.В., Загоратский Л. Г. и др. Селективное разрушение минералов. Под общей редакцией Ревнивцева В. И. - М.: Недра, 1988 – С. 286

2. Белоцерковский А. М. А. С. 923606 Устройство для тонкого измельчения материалов. Опубликовано в БИ № 16, 1982

3. Бейгельзимер Я. Е., Гетманский А. П., Алистратов Л.И. Условие пластичности для порошков твердосплавных смесей. // Порошковая металлургия, 1987 - №3 – С. 11 – 15.

4. Штер М. Б., Сердюк Г. Г., Максименко Л.А. и др. Феноменологические теории прессования порошков. – Киев: Наукова думка. 1982 - С. 140. 5. Уэствуд А., Пиккенс Дж. Применение разрушения. В книге: Атомистика разрушения. Под редакцией Гольдштейна Р. В. - Мир, 1987. С. 7 – 34.

6. Работнов Ю. Н. Механика твердого деформируемого тела.-М. Наука, 1979 - С. 744.

7. Бейгельзимер Я. Е., Миланин А.А., Спусканюк В.З. Об одной континуальной модели контактного трения в процессах обработки металлов давлением. // Трение и износ. 1993 – т. 14 - №3 – С. 471 – 478.

8. Колмогоров А. Н. О логарифмически нормальном законе распределения частиц при дроблении // ДАН СССР – 1941 - т. 31 - №2 - С. 103 - 106. 9. Радионов В. Н., Сизов И. А., Цветков В. М., Основы геомеханики. – М.: Недра, 1986 – С. 301.

****

ПОВРЕЖДЕНЕНОСТЬ ЛИСТОВ МЕДИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ ПОСЛЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА

Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Даскалица Г.В.

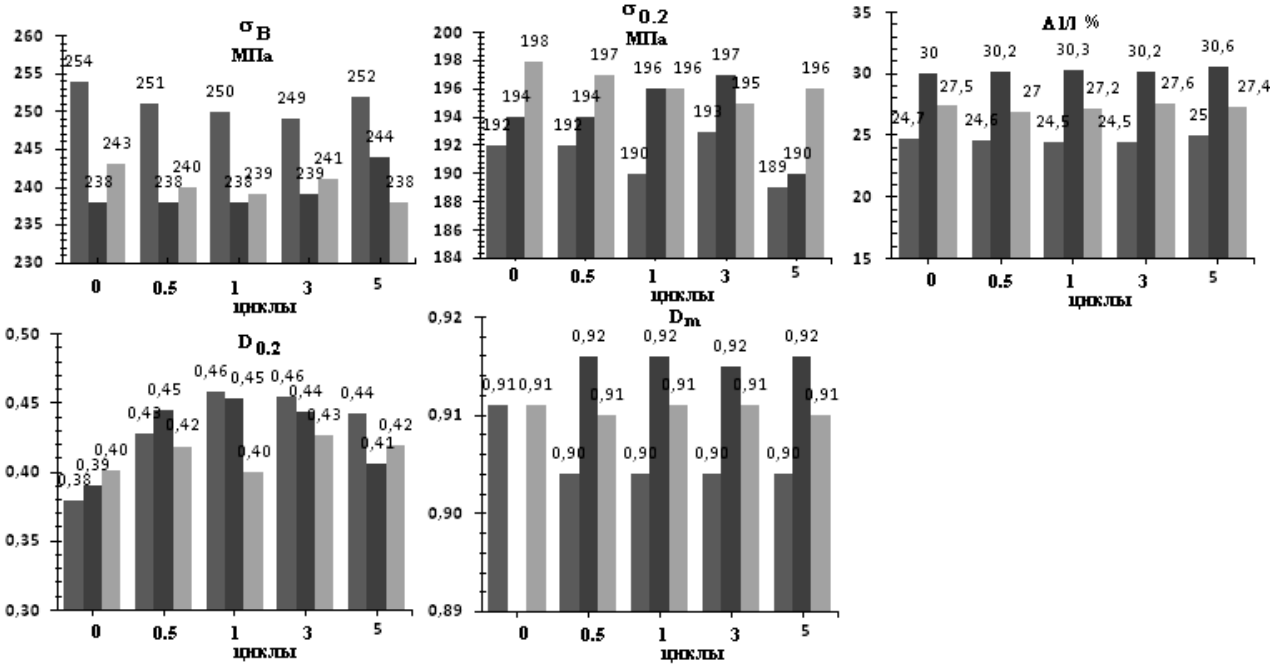
valentinusov67@gmail.com, shkatulyak56@gmail.com, daskalitsag@mail.ru,

В процессе деформации при эксплуатации или испытании материала в нем возникают различные повреждения в виде микропор и микротрещин. Накопление этих повреждений в дальнейшем может привести к разрушению материала. Возникновение и накопление микродефектов косвенно проявляется в изменении свойств материала, в частности, модуля упругости. Мерой накопления повреждений в металлах служит параметр поврежденности D, величина которого может изменяться от нуля для неповрежденного материала до 1 при разрушении. Технологическая обработка рулонного и листового металла, как правило, вызывает образование в нем внутренних напряжений. Это приводит к известному браку продукции. Перед использованием рулонного металла часто применяют его выпрямление (правку) на роликовых правильных машинах. При правке металл подвергается знакопеременному изгибу (ЗИ). Такая обработка позволяет уменьшить внутренние напряжения металла и придать ему необходимые плоскостные характеристики, что положительно влияет на качество готовой продукции [1]. в процессе правки происходит изменение структуры металла и его механических характеристик, несмотря на относительно малую пластическую деформацию растяжения и сжатия. В частности, возникают и накапливаются неконтролируемые микротрещины, микропоры, которые обнаруживаются уже при растяжениях 3-10 % [3]. Однако влияние знакопеременного изгиба на анизотропию накопления повреждений в листовом металле при одноосном растяжении не исследовано. Целью данной работы является установление влияния малоциклового знакопеременного изгиба и кристаллографической текстуры на анизотропию поврежденности листовой меди марки М0 при последующих испытаниях на одноосное растяжение.

При анализе анизотропии поврежденности листов меди был использован симметричный тензор повреждения второго порядка D. При одноосном растяжении не равен нулю единственный компонент этого тензора

$$D = 1 - \sqrt{E/E_0}\,, \qquad (1)$$

где E_0 и E модуль упругости неповрежденного материала и текущий модуль, определяемый из испытаний на одноосное растяжение, соответственно). Оценивали поврежденность $D_{0.2}$, вызванную напряжениями условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности на разрыв σ_B D_m. В трех направлениях в плоскости прокатки – НП, НП+45° и ПН (рис). Видно, что имеет место анизотропия механических свойств и поврежденности.



Средняя величина параметра поврежденности $D_{0.2}$ при одноосном растяжении возрастает немонотонно с увеличением числа циклов от 0,39 в исходном отожженном листе до 0,44 после 4 циклов ЗИ, а затем несколько уменьшается до 0,42 после 5 циклов ЗИ. Эта зависимость достаточно хорошо аппроксимируется квадратичной зависимостью с коэффициентом надежности аппроксимации 0,75:

$$D_{0.2} = -0.01n^2 + 0.03n + 0{,}40 \qquad (2)$$

Средние значения механических свойств при одноосном растяжении изменяются после ЗИ также немонотонно с увеличение числа циклов ЗИ n. Соответствующие уравнения регрессии имеют вид:

$$\sigma_{0.2} = -0.22n^2 + 0.69n + 194.2\,; \qquad (3)$$

коэффициент надежности аппроксимации $R^2 = 0.70$

$$\sigma_B = 0.42n^2 - 1.90n + 244.2 \qquad (4)$$

коэффициент надежности аппроксимации $R^2 = 0.75$

$$\Delta\ell / \ell = -0.24n^2 + 2.23n + 42.29 \qquad (5)$$

коэффициент надежности аппроксимации $R^2 = 0.98$.

Проанализируем наблюдаемую анизотропию механических характеристик и поврежденности и их изменение в связи с кристаллографической текстурой после соответствующих циклов ЗИ. Количественно изменения текстуры можно описать изменением нормированных значений полюсной плотности $P_{отн}$ превышающей 1 (что соответствует образцу без текстуры) на обратных полюсных фигурах направления нормали ОПФ (НН). ОПФ (НН) снимали от двух поверхностей листов после различного числа циклов знакопеременного изгиба. Нормированные вышеупомянутые значения полюсной плотности, превышающие 1, представлены в таблице.

Таблица.

Нормированные значения полюсной плотности, превышающие 1 на ОПФ НН

Циклы	$P_{отн}$
0	3,86
0,25	2,38
0,5	3,28
1	3,22
3	3,32
5	2,71

Сопоставление $P_{отн}$ с соответствующими значениями прочностных свойств показало, что существуют значимые линейные корреляционные связи между $P_{отн}$, с одной стороны, и усредненными по направлению величинами $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_{\hat{A}}$, показанными на рис. 3, с другой стороны. Нами получены следующие уравнения регрессии с коэффициентами надежности аппроксимации :

$R^2_{0.2} = 0.92,\ R^2_{\hat{A}} = 0.90,\ R^2_{\Delta\ell/\ell} = 0{,}80,\ R^2_{D_{0.2}} = 0.95$:

$$\sigma_{0.2} = 7.07P^2_{îòí} - 46{,}39P_{îòí} + 318{,}3 \quad (6)$$

$$\sigma_B = -2.63P^2_{îòí} + 19.93P_{îòí} + 157.2 \quad (7)$$

$$\Delta\ell/\ell = -2..77P^2_{îòí} + 15.37P_{îòí} + 26.0 \quad (8)$$

$$D_{0.2} = -0.09P^2_{îòí} + 0.56P_{îòí} - 0.44 \quad (9)$$

Таким образом, наблюдаемая анизотропия поврежденности, механических характеристик при одноосном растяжении после знакопеременного изгиба и их изменение с ростом числа циклов ЗИ в значительной степени обусловлены соответствующими изменениями текстуры. При этом наибольшие изменения структуры и механических характеристик происходят в процессе первых трех – пяти циклов ЗИ.

****

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ ЭЛЕКТРОДОВ НАНОЧАСТИЦАМИ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА НА СТРУКТУРУ И ВНУТРЕННИЕ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

Кузнецов П.В.[1,2], Гальченко Н.К.[1], Рахматулина Т.В.[1], Самарцев В.П. [1], Колесникова К.А. [1], Лаптев Р.С.[2], Бабихина М. Н. [2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский томский политехнический университет, Томск

EFFECT OF ELECTRODE MODIFICATION WITH TITANIUM CARBONITRIDE NANOPARTICLES ON STRUCTURE AND INTERNAL INTERFACES OF WELDED COATINGS

P.V. Kuznetsov[1], N.K. Galchenko, T.V. Rakhmatulina[2], V.P. Samartsev, K.A. Kolesnikova, R.S. Laptev, M.N. Babikhina

Аннотация. Микроструктура покрытий, полученных ручной дуговой наплавкой коммерческим и экспериментальным электродом, модифицированным наночастицами карбонитрида титана, изучена с помощью сканирующей туннельной микроскопии. Установлено, что добавки ведут к измельчению структуры и образованию бейнита. Кроме того, в результате модификации состава электрода частицами карбонитрида титана средняя относительная энергия внутренних границ раздела покрытия становится в два раза меньше. Уменьшение среднего значения энергии внутренних границ раздела коррелирует с более высоким значением ударной вязкости этих образцов.

Abstract. Microstructure of coatings obtained by manual arc welding with commercial electrode and experimental one modified with titanium carbonitride nanoparticles was studied using scanning tunnel

microscopy. Microdispersed additives were found to lead to structure refinement and bianite formation. In addition, as a result of electrode composition modification with titanium carbonitride particles, the average relative energy of the internal interfaces becomes two times smaller. Grain boundary energy decrease is correlated with higher impact toughness of those specimens.

Одним из путей повышения износостойкости, пластичности, хладостойкости, трещиностойкости и других показателей покрытий является модификация их структуры. Модификация может осуществляться путем введения в сварочную ванну легирующих компонентов и тугоплавких соединений, которые создают возможность повышения механических свойств покрытий за счет управления кинетикой распада аустенита и создания более благоприятной мелкодисперсной феррито-перлитной структуры с участками бейнитных зерен [1].

Целью работы являлось исследование структуры и механических свойств покрытий, полученных методом электродуговой сварки с помощью серийных электродов и экспериментальных электродов с модифицирующими присадками карбонитридов титана эквиатомного состава $TiC_{0,5}N_{0,5}$ с аномально высокими физико-механическими характеристиками [2].

Сварочные электроды экспериментальных составов были изготовлены из стержней диаметром 4 мм (сталь СВ-08) по ГОСТ-2246-60 с покрытиями, полученными на основе шихты МР-3 (ГОСТ 9466-75). В качестве добавки использовали микродисперсный композиционный порошок ($TiC_{0,5}N_{0,5}$ – Fe), полученный методом СВС из расчета получения 0,15 масс. % $TiC_{0,5}N_{0,5}$. Наплавку производили при постоянном токе обратной полярности величиной - 200-220 А. Микроструктуру покрытий исследовали с помощью оптической и сканирующей туннельной микроскопии (СТМ). Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере KB 30S FA Vickers при нагрузке P = 0.245H, измерение ударной вязкости проводили на маятниковом копре.

СТМ покрытий, полученных с помощью серийных электродов, выявила карбидные включения размерами 50-200 нм на границах зерен (ГЗ), ориентированные колонии пластинчатого перлита в отдельных зернах, колонии ориентированных дендритных структур.

СТМ наплавки, полученной с использованием экспериментального электрода, выявила редкие участки структуры нижнего бейнита. Феррит в структуре, в основном, образуется на границах исходных аустенитных зерен, либо в форме мелких шестигранных равноосных зерен размерами d ~ 1 - 5 мкм. Установлено, что фронт роста бейнитных зерен преимущественно игольчатый.

Методом зернограничной канавки травления [3], проведены оценки энергии внутренних границ раздела (ВГР). Анализ гистограмм показал что средняя относительная энергия ВГР в покрытиях, полученных с помощью серийного и экспериментального электродов составляет <E> ~ 0,8 и ~ 0,5 и распределение имеет бимодальный и одномодальный характер, соответственно.

Экспериментальные оценки показали, что средняя относительная энергия внутрифазных границ феррит/феррит в наплавках стандартным и экспериментальным электродами больше, чем средняя относительная энергия межфазных границ феррит/цементит и составляет <E> ~ 0.7 и 0.3, соответственно. Поэтому бимодальный характер распределения относительной энергии ВГР в покрытиях, полученных с помощью стандартного электрода, вероятно, обусловлен сравнимыми по величине вкладами в распределение внутрифазных и межфазных границ.

Меньшее значение средней относительной энергии ВГР и одномодальный характер функции распределения в покрытиях, полученных экспериментальным электродом, свидетельствует о значительном влиянии добавок карбонитридов титана не только на структуру в целом, но и структуру границ, в частности. Понижение энергии ВГР может быть связано, во-первых, с выделением на них частиц, в том числе и карбонитридов титана. Во-вторых, образование структуры нижнего бейнита, для которого характерно чередование тонких пластин феррита и цементита увеличивает относительную долю межфазных границ, что уменьшает среднюю относительную энергию ВГР.

Механические испытания показали, что ударная вязкость образца с карбонитридами титана почти в два раза превышает соответствующую величину для образца, наплавленного МР-3. Увеличению ударной вязкости образца с карбонитридами соответсвует уменьшение средней относительной энергии ВГР. Физической причиной наблюдаемого эффекта повышения ударной вязкости может быть снижение вероятности образования трещин на низкоэнергетических границах.

Анализ карт распределения твердости наплавок стандартным и экспериментальным электродами позволил обнаружить как общие закономерности, так и отличия. Было установлено, что оба распределения характеризуются макроскопической неоднородностью: относительно высокие и низкие значения твердости образуют почти параллельные оси X «гребень» и «долину» в наплавках,

как стандартным, так и экспериментальным электродом. «Гребень» и «долина» формируют полуволну вдоль оси Y, полный период которой составляет ~8 мм. Этот эффект, вероятно, обусловлен градиентом температуры в направлении, поперечном движению электрода, в котором формируется структура наплавок.

Количественный анализ данных позволил выявить влияние состава на распределение твердости. Из гистограмм распределения твердости наплавок следует, что введение карбонитридов увеличивает среднее значение твердости H=3400MPa, по сравнению с твердостью наплавки стандартным электродом H=2900MPa. С другой стороны, в наплавке экспериментальным электродом образуются структуры с твердостью H<2000MPa, которые не выявляются в наплавке стандартным электродом. Таким образом, модификация структуры карбонитридами расширяет диапазон твердости образующихся в наплавке структур. Поэтому «гребни» твердости воспринимают контактную нагрузку, а возникающие напряжения могут релаксировать за счет пластичности структуры долин. Это может повышать релаксационную способность наплавки экспериментальным электродом к ударным нагрузкам и являться одним из факторов повышения ударной вязкости образцов.

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать следующие выводы:

Показана высокая эффективность СТМ для характеристики структур наплавленных покрытий.

Меньшая величина средней относительной энергии границ зерен в покрытиях с карбонитридами коррелирует с их более высоким значением ударной вязкости по сравнению с покрытиями, полученными с помощью стандартного электрода.

Анализ карт распределения твердости наплавок показал макроскопически неоднородное распределение микротвердости по площади покрытий, а именно наличие почти параллельных зон высокой и низкой твердости, ориентированных в одном направлении. Подобное распределение может способствовать повышению релаксационной способности материала к ударным нагрузкам и является одним из факторов увеличения ударной вязкости.

Литература.

1.Швейкин Г.П. Физико-химические свойства твердых растворов на основе фаз внедрения// Вопросы химии твердого тела, 1978, № 36, С. 67-75.

2.Головко В.В., Костин В.А., Григоренко Г.М. Особенности влияния комплексного легирования на формирование структуры и механические свойства сварных швов низколегированных высокопрочных сталей// Автоматическая сварка, 2011, № 7, С. 13-20.

3.P. Kuznetsov, T. Rakhmatulina, A. Korznikov, and I. Belyaeva, Distribution functions for internal interface energy as a characteristic of submicrocrystalline copper structure evolution under low-temperature annealing// AIP Conf. Proc., 2015, 1683, P. 020117.

****

СЕКЦИЯ 3: *ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ*

****

САМОРАЗРУШЕНИЕ МНОГООСНЫХ И ОДНООСНЫХ СЕГНЕТОКЕРАМИК

Андрюшин К.П., Бондаренко Е.И., Чернышков В.А., Андрюшина И.Н., Вербенко И.А., Резниченко Л.А.

Россия, Научно - исследовательский институт физики Южного федерального университета
futur6@mail.ru

Andryushin K.P., Bondarenko E.I., Chernyshkov V.A., Andryushina I.N., Verbenko IA, Reznichenko L.A.

The effect of a microstructure on the process of self-destruction of multiaxial ferroelectric ceramics lead titanate and barium titanate and uniaxial lithium niobate was investigated. It is established that the self-destruction of ferroelectric ceramics is caused by internal mechanical stresses that arise due to anisotropic strains of crystallites. It is shown that the elimination of self-destructive effects in all ceramic types can be achieved by technological methods, namely, the transition from hot pressing to more gentle modes based on conventional ceramic technology, as well as doping of the original structures with additives that reduce internal mechanical stresses.

В работе исследованно влияние микроструктуры на процесс саморазрушения многоосных сегнетокерамик титаната свинца и титаната бария и одноосного ниобата лития. Установлено, что саморазрушение сегнетокерамики вызвано внутренними механическими напряжениями, возникающими за счёт анизотропных деформаций кристаллитов. Показано, что исключения эффектов саморазрушения во всех типах керамик можно добиться технологическими приёмами, а именно, переходом от горячего прессования к более щадящим режимам, основанными на обычной керамической технологии, а также легированием исходных структур добавками, снижающими внутренние механические напряжения.

Механическая прочность керамики любого назначения является важной характеристикой, определяющей эксплуатационные возможности материалов. В связи с этим вопрос о саморазрушении керамики привлекает особое внимание. Из [1-3] известно, что резкое снижение прочности вплоть до саморазрушения наблюдалось в многофазных керамиках из-за различия коэфициентов термического расширения сосуществующих фаз и у однофазных крупнозернистых керамик Al_2O_3, TiO_2 и др. вследствие анизотропии коэфициентов термического расширения, а также в сегнетокерамиках $BaTiO_3$ [4], $PbTiO_3$ [5], $LiNbO_3$ [6], обладающих большой и анизотропной спонтанной деформацией. Интерес к исследованию указанных сегнетокерамик обусловлен как их широким практическим применением, так и возможностью изучения влияние на их саморазрушение 90-градусных доменных структур.

Установлено, что плотная сегнетокерамика титаната бария с большими (до 800мкм) и однородными размерами кристаллитов $\overline{Д}$ разрушается после охлаждения ниже температуры фазового перехода, тогда как с $\overline{Д}$ менее 400мкм − сохраняется без повреждений в течение нескольких лет. Образцы плотной керамики титаната свинца с размерами кристаллитов более 10-12мкм разрушались после изготовления тем быстрее, чем крупнее кристаллиты; с $\overline{Д}$ менее 10мкм не разрушались в течение двух лет [5]. Керамика ниобата лития саморазрушается при размере кристаллитов более 12-14мкм.

Отметим, что саморазрушение наблюдается только в высокоплотной керамике. Например, не разрушалась сегнетокерамика титаната бария с большими размерами кристаллитов (до 800мкм), но обладающая высокой пористостью. Во всех керамиках трещины проходят преимущественно по границам кристаллитов. Особенно ярко это выражено у образцов с однородными по размерам кристаллитами. При наличии отдельных крупных кристаллитов (800мкм) в окружении мелкозернистой массы в сегнетокерамиках титаната бария со средним размером кристаллитов менее 100мкм и большой дисперсностью $\overline{Д}$ саморазрушение отсутствует. Однако, если в результате аномальной рекристаллизации при (1690-1700)К возникают монокристальные образования с размерами 2мм и более, соизмеримыми с толщиной образца (3-4мкм), то образцы разрушаются даже при довольно большой пористости и средних размерах кристаллитов менее 400мкм.

Таким образом, саморазрушение плотной керамики определяется преимущественно масштабом микроструктуры и происходит, если средний размер кристаллитов превышает критические значения $\overline{Д}$ *. Для титаната бария $\overline{Д}$ *=450-550мкм, титаната свинца – 10-12мкм и ниобата лития -12-14мкм.

Отметим, что рассчитанные значения $\overline{Д}$ * в сегнетокерамиках одноосного сегнетоэлектрика ниобата лития близки к наблюдаемым (12-14мкм), тогда как в сегнетокерамиках многоосных сегнетоэлектриков (титаната бария и титаната свинца) значительно отличаются от экспериментальных. В этих материалах ослабление внутренних напряжений связано с 90-градусным двойникованием. Разбиение кристаллитов на 90-градусные домены ослабляет сжимающие напряжения, но оставляет без изменения растягивающие. Таким образом, 90-градусная доменная структура позволяет соседним кристаллитам согласовать свои деформации. Механические напряжения, создаваемые кристаллитом в окружающей среде (керамике), достаточно сильные, чтобы вызвать смещение 90-градусных границ (изменение концентрации доменов). Поэтому использование в [7] для описания керамики констант S_{ij}^{*}, определённых в области слабых механических полей, не совсем правильно. Зависимость деформации сегнетокерамик титаната бария от механической нагрузки [8], начиная с $2\cdot10^7$ Н/м^2, перестаёт быть линейной (начинаются процессы переориентации доменов) и в области нагрузки $4\text{-}6\cdot10^7$ Н/м^2 имеет вид $u\sim7{,}5S^{*}\sigma^{*}$ (S^{*}- значения упругих поддатливостей в области слабых механических полей). Подставив в известную формулу[9] $7{,}5S_{ij}^{*}$ вместо S_{ij}^{*}, получим $\sigma_1=6{,}1\cdot10^7$ Н/м^2, совпадающее с экспериментом. Для сегнетокерамик титаната свинца, используя полученное для сегнетокерамик титаната бария значение c̃, имеем $\sigma_1=38{,}4\cdot10^7$ Н/м^2 и $\overline{Д}$ *=12мкм, достаточно хорошо совпадающие с экспериментом.

Анализ экспериментальных результатов показал, что саморазрушение сегнетокерамик вызвано внутренними механическими напряжениями, возникающими за счёт анизотропных деформаций кристаллитов. В сегнетокерамиках многоосных сегнетоэлектриков титаната бария и титаната свинца согласование 90-градусных (или других не 180-градусных) доменных структур кристаллитов обеспечивает значительное снижение внутренних напряжений. Малость кристаллических размеров в сегнетокерамиках ниобата лития (по сравнению с сегнетокерамиками титаната бария) объясняется невозможностью 90-градусного двойникования [6].

Пути исключения эффектов саморазрушения во всех типах керамик мы видим в переходе от горячего прессования к более щадящим технологическим регламентам, основанным на обычной керамической технологии [9], а также в легировании исходных структур простыми и комбинированными добавками, снижающими внутренние механические напряжения [10, 11].

[1]. Кингери У.Д. Введение в керамику. М.: Изд.-во лит-ры по строительству. Изд-ние 2-е, переработанное. Пер. с англ. 1970. – 500с.

[2]. Rice R.W., Pohanka R.J.C.//J. Amer. Ceram. Soc. 1979. V.62. № 11-12. P. 559-563

[3]. Patt R.Z.//Metal. Sci. J. 1980. V. 14. №8-9. P. 363-373.

[4]. Комаров В.Д., Молчанова Р.А. Самопроизвольное разрушение сегнетокерамики// Изв. АН СССР. Неорган. материалы. 1971. Т. 7.№7. С.1284.

[5]. Феронов А.Д., Кулешов В.В., Дудкевич В.П., Фесенко Е.Г. Свойства плотной химически чистой керамики $PbTiO_3$//ЖТФ. 1980. Т. 50. №3. С. 621-623.

[6]. Бондаренко Е.И., Комаров В.Д., Резниченко Л.А., Чернышков В.А. Саморазрушение сегнетокерамики// ЖТФ. 1988. Т.58. №9. С.1771-1774.

[7]. Турик А.В., Чернобабов А.И., Внутренние механические напряжения и прочность сегнетокерамики//ЖТФ. 1979. Т.49. №8. С. 1732-1736.

[8]. Сыркин Л.П., Эльгард А.М. Влияние доменной структуры керамических сегнетоэлектриков на их механические свойства// ФТТ. 1965. Т.7. №4. С.1206-1211.

[9]. Резниченко Л.А. Фазовые состояния и свойства пространственно-неоднородных сегнетоактивных сред с различной термодинамической предысторией//Дисс. д.ф.-м.н. Ростов-на-Дону. НИИ физики РГУ. 2002. 461с.

[10]. Андрюшин К.П. Фазовые превращения и магнитодиэлектрический эффект в бинарных и тройных системах на основе ниобата натрия, феррита висмута и титаната свинца// Автореферат дисс. к.ф.-м.н. Ростов-на-Дону. НИИ физики ЮФУ. 2011. 25 с.

[11]. Вербенко И.А. Фазовые диаграммы состояния и макроотклики многокомпонентных мезоскопически неоднородных сред с особыми электрическими и магнитными свойствами//Автореферат дисс. д.ф.-м.н. Ростов-на-Дону. НИИ физики ЮФУ. 2016. 50 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке базовой части государственного задания (проект № 3.6371.2017/БЧ «Разработка физических основ создания нетоксичных сегнето (магнито) упорядоченных сред с гигантским СВЧ-поглощением электромагнитного излучения, высокими показателями пьезоэлектрической активности, диэлектрической управляемости и мультикалорического эффекта на основе гетерогенных наноструктурированных сред», по ЮФУ № БЧ0110-11/2017-35; проект № 3.6439.2017/БЧ «Принципы организации функциональных материалов с тороидальным магнитным упорядочением как основы квантовых запоминающих систем», по ЮФУ № БЧ0110-11/2017-36), стипендии Президента РФ №СП-3197.2016.3 и с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Электромагнитные, электромеханические и тепловые свойства твердых тел» НИИ физики Южного федерального университета.

****

АНАЛИЗ ПЛОСКОГО ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТРУБ ИЗ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ

Журавлев Г.М[2]., Сергеев А.Н[1]., Кутепов С.Н[1]., Гвоздев А.Е[1]., Калинин А.А[2]., Гречишкин Е.А[2]., Малий Д.В[1].

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1]

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

THE ANALYSIS OF A PLANE STRAIN STATE OF PIPES OF AN ANISOTROPIC MATERIAL IN THE ROLLING PROCESS

G.M. Zhuravlev, A.N. Sergeev, S.N. Kutepov, A.E. Gvozdev, A.A. Kalinin, E.A. Grechishkin, D.V. Maliy

THE ANALYSIS OF A PLANE STRAIN STATE OF PIPES OF AN ANISOTROPIC MATERIAL IN THE ROLLING PROCESS

G.M. Zhuravlev, A.N. Sergeev, S.N. Kutepov, A.E. Gvozdev, A.A. Kalinin, E.A. Grechishkin, D.V. Maliy

The method of calculation of the producing process of seamless pipes rolling with consideration of cylindrical anisotropy of the mechanical properties of the material. Considered stresses and deformations of the pipe in the zone of the plane strain state.

Производство бесшовных труб осуществляется прокаткой, которая является одним из видов обработки металлов давлением, при котором металл пластически деформируется вращающимися валками. В очаге пластической деформации имеют место плоское напряженное (зона I) и плоское деформированное (зона II) состояния трубы [1, 2].

Рассмотрим вопрос о распределении напряжений в зоне плоского деформированного состояния II зоны пластической деформации. Принимаем, что в зоне II реализуется радиальное течение материала, а на контактных границах заготовки и инструмента реализуется закон трения Кулона

$\tau_в = \mu_в \sigma_к$ и $\tau_о = \mu_о \sigma_к$,

где $\mu_в$ и $\mu_о$ – коэффициенты трения на контактных поверхностях валка и оправки соответственно.

Изменение направления течения материала при входе и выходе из зоны II учитывается путем коррекции радиального напряжения σ_ρ с учетом разрыва касательной составляющей на границе очага деформации по методу баланса работ. Компоненты радиального σ_ρ и контактного σ_ρ напряжений во второй зоне очага пластической деформации определяется путем совместного решения приближенного уравнения равновесия для элемента очага пластической деформации на оправке

$$\rho \frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho - \sigma_к (1 + M) = 0$$

и условия текучести

$$\sigma_\rho - \sigma_к = 2\tau_{s\rho z}\sqrt{\frac{1-c}{1-c\sin^2 2\beta}}$$

при учете граничных условий на границе зон I и II

$$\rho = \rho_1, \quad \sigma_\rho = \sigma_{\rho гр}$$

где ρ – координата рассматриваемого сечения в полярной системе координат; c – характеристика анизотропии в условиях плоской деформации, которая связана с параметрами анизотропии F, G, H, M; $M = -(\mu_o - \mu_в)/\operatorname{tg}\alpha$; $K = -(\mu_o - \mu_в)/\operatorname{tg}\alpha$; $\tau_{s\rho z}$ – сопротивление пластической деформации при сдвиге в плоскости ρz; $\beta = \alpha/2$ – угол между первым условно главным напряжением σ_ρ и осью анизотропии X.

Величина напряжения $\sigma_{\rho гр}$ определяется по формуле

$$\sigma_{\rho гр} = \sigma_{\rho 1} + \Delta\sigma_{\rho в},$$

где – $\sigma_{\rho 1}$ меридиональное напряжение на границе раздела зон плоского напряженного и плоского деформированного состояний, вычисленное при $\rho = R_2$; $\Delta\sigma_{\rho в}$ – приращение радиального напряжения σ_ρ, связанное с изменением направления течения материала при входе в зону II на угол $\alpha/2$.

Определим приращение напряжения $\Delta\sigma_{\rho в}$ по методу баланса работ. Примем, что мощность, развиваемая приращением напряжения $\Delta\sigma_{\rho в}$ связана с дополнительной мощностью на поворот направления течения материала при входе в зону плоского деформированного состояния.

Уравнение баланса мощностей в этом случае имеет следующий вид:

$$\Delta\sigma_{\rho в}\upsilon_B l_B = \tau_1 \Delta\upsilon_{\tau 1} l_B, \qquad (1)$$

где υ_B и $\Delta\upsilon_{\tau 1}$ – скорость течения материала и разрыв касательной составляющей скорости при входе в зону II соответственно; τ_1 – максимальная величина касательного напряжения, приложенного на входе в зону плоского деформированного состояния трубы; l_B – длина линии раздела между зонами I и II.

Величина разрыва составляющей скорости $\Delta\upsilon_{t1}$ определяется из рассмотрения годографа скоростей на входе в зону утонения

$$\Delta\upsilon_{\tau 1} = \upsilon_B tg(\alpha/2). \qquad (2)$$

Подставляя (2) в уравнение баланса мощностей (1), получим

$$\Delta\sigma_{\rho в} = \tau_1 tg(\alpha/2).$$

Максимальное касательное напряжение τ_1 определяется по формуле

$$\tau_1 = \left(\sigma_{\rho 1}\Big|_{\rho=\rho_1} - \sigma_{\theta 1}\right)/2,$$

где $\sigma_{\rho 1}$ и $\sigma_{\theta 1}$ – величины меридионального и окружного напряжения на выходе из зоны плоского напряженного состояния, вычисленные при $\rho = \rho_1$.

Таким образом, имеем выражения для оценки величины напряжения $\Delta\sigma_{\rho в}$:

$$\Delta\sigma_{\rho в} = \frac{\sigma_{\rho l} - \sigma_{\theta l}}{2} tg(\alpha/2).$$

Осевое напряжение σ_x с учетом поворота течения материала на угол $\alpha/2$ на выходе из зоны II вычисляется так

$$\sigma_x = \sigma_{\rho 2}\Big|_{\rho=\rho_2} + \Delta\sigma_{\rho вых},$$

где $\sigma_{\rho 2}$ – радиальное напряжение на выходе из очага пластической деформации, вычисленное при $\rho = \rho_2$.

Выражение для определения приращения напряжение $\Delta\sigma_{\rho вых}$ может быть получено аналогичным образом как и для приращения напряжения $\Delta\sigma_{\rho в}$ путем составления уравнения баланса мощностей и рассмотрения годографа скоростей на выходе из очага пластической деформации для нахождения разрыва касательной составляющей скорости $\Delta\upsilon_{\tau 2}$.

Окончательная формула для определения осевого напряжения на выходе из очага пластической деформации имеет вид:

$$\sigma_\rho = \sigma_{\rho 2}\Big|_{\rho=\rho_2} + \tau_{s\rho z}\sqrt{\frac{1-c}{1-c\sin^2 2\alpha}}tg(\alpha/2).$$

Изменения толщины трубы в процессе прокатки оценивается по соотношению

$$\ln = \frac{S}{S_0} = -\int_{R_0}^{\rho} \frac{G\sigma_\rho + F\sigma_\theta}{F\sigma_\theta + H(\sigma_\theta - \sigma_\rho)}\frac{d\rho}{\rho}.$$

Полученные выражения для определения деформаций и напряжений в зоне плоского деформированного состояния позволяют осуществить анализ процесса прокатки труб на оправке с учетом анизотропии материала.

Литература

1. Технология конструкционных материалов: учебник для вузов. Под. ред. А.М. Дальского. М.: Машиностроение, 1977. 664 с.

2. Черняев А.В. Волочение труб из анизотропного упрочняющегося материала: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.05 / Черняев Алексей Владимирович. Тула, 1996. 214 с.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

****

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТА AL+AL$_2$O$_3$ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кайгородов А.С., Заяц С.В., Хрустов В.Р., Никонов А.В.

Россия, Институт электрофизики УрО РАН, kaigor@iep.uran.ru

Al+Al$_2$O$_3$ Composite Farbrication by Dymanic Plastic Deformation Method, Kaygorodov A.S., Zayats S.V., Khrustov V.R., Nikonov A.V., For metal-matrix composite fabrication the initial aluminum nanopowder obtained by electrical explosion of the wires method was used. Each powder particle consisted from metal core covered with oxide layer. Dynamic plastic deformation was realized by double magnetic-pulsed compaction of nanopowders, containing from 5 upto 24 wt.% of alumina. The powder was compacted by the pulsed pressure from 1, 4 upto 2 GPa, at 20^{o}C or 400^{o}C in vacuum. The fabricated composites appeared to have high density and good mechanical and electrical properties in case of high temperature application.

Одним из перспективных способов улучшения прочностных свойств металлов считается интенсивная пластическая деформация (ИПД), реализуемая методами равноканального углового прессования или взрывного прессования. В настоящей работе для ИПД материала используется энергия импульсного магнитного поля. При этом отличительной особенностью предлагаемого подхода является скорость деформации (характерные времена составляют 1E-5 – 1E-3 с), по своим значениям занимающая промежуточное положение между скоростями при медленной угловой и сверхбыстрой взрывной деформации.

Таблица 1. Механические и электрические свойства ММК

Режим	Al_2O_3, вес. %	U_1, кВ	T_1, °С	U_1, кВ	T_2, °С	$\gamma_{отн}$, %	H_V, ГПа	E, ГПа	σ, МПа	Δh, нм	ρ, мОм*см
ОС20	5	1,8	20			97	1,0	75	71	-	77,7
ДПД20	5	1	20	1,8	20	97	1,1	72	68	210	25,8
ОС400	5	1,8	400			99	-	-	95	-	15,4
ДПД400	5	1	20	1,8	400	99	1,1	75	86	190	1,2
ОС20	10	1,8	20			94	-	-	61	-	1274
ДПД20	10	1	20	1,8	20	94	1,5	69	51	190	28,6
ОС400	10	1,8	400			99	-	-	91	-	83
ДПД400	10	1	20	1,8	400	99	1,3	66	83	160	1,2
ОС20	24	1,8	20			89	-	-	39	-	5280
ДПД20	24	1	20	1,8	20	89	1,6	53	30	190	24,3
ОС400	24	1,8	400			96	-	-	98	-	312
ДПД400	24	1	20	1,8	400	95	2,0	80	70	170	1,5

Для изучения влияния динамической пластической деформации (ДПД), реализуемой при магнитно-импульсном воздействии, на физические свойства металло-матричного композита (ММК) использовали нанопорошок алюминия, полученный методом электрического взрыва проволоки. Важной особенностью получаемых таким методом алюминиевых частиц порошка является образование на их поверхности оболочки толщиной от 2 до 5 нм из оксида алюминия в аморфном состоянии, который защищает частицу от дальнейшего окисления. Кроме того, такой порошок является слабоагрегированным, что позволяет эффективно упаковывать частицы в процессе прессования. Удельная поверхность порошка составила 14,2 $м^2/г$. По данным рентгенофазового анализа порошок практически однофазен - Al, ОКР ≈ 80 ± 2 нм, период а = 4,051 ± 0,002 Å. Содержание оксида в ММК варьировалось в диапазоне 5-24 вес.%

Для реализации режима ДПД каждый образец, за исключением реперных, был спрессован дважды. Первый акт прессования осуществляли в матрице диаметром 8 мм, второй – в матрице диаметром 10 мм. При этом варьировались давление и температура прессования (таблица 1).

здесь U_1 и U_2 – зарядное напряжение конденсаторной батареи при первом и втором актах прессования (1 кВ соответствует давлению 1,4 ГПа, 1,8 кВ -2 ГПа), T_1 и T_2– температура, при которой производился первый и второй акт прессования, соответственно, $\gamma_{отн}$ – относительная плотность ММК, H_V – микротвердость ММК по Виккерсу, E – модуль упругости ММК, σ – предел прочности ММК на разрыв, Δh – ползучесть ММК, ρ – удельное электросопротивление ММК.

Из таблицы видно, что плотности образцов, полученных в схожих режимах, совпадают в пределах ошибки измерения. При этом увеличение доли более твердой (и, как следствие, хуже прессующейся) оксидной фазы в ММК с 5 до 24 вес.% приводит к уменьшению его относительной плотности на 8% при синтезе на комнатной температуре и на 4% - при 400°С, соответственно.

В ходе изучения механических характеристик деформированных ММК обнаружено, что микротвердость композитов увеличивается с увеличением вводимой оксидной фазы, что объясняется более высокой твердостью (20 ГПа) последней. При этом стоит отметить, что даже при небольшой добавке в 5 вес.% микротвердость ММК превышает микротвердость чистого алюминия в 3 раза.

Также обнаружено, что модуль упругости горячедеформированного композита изменяется слабо, в то время как синтез ММК при комнатной температуре приводит к аномальному уменьшению модуля упругости с увеличением добавки с большим модулем Юнга. Такое поведение упругой характеристики холоднодеформированного ММК является следствием недостаточного количества энергии для установления прочных связей между частицами алюминия, покрытыми оксидной оболочкой. В свою очередь дополнительный нагрев во время деформирования материала до 400°С приводит к значительному размягчению металлической компоненты, вследствие чего, возрастает вероятность разрушения прочных оксидных оболочек при активном массопереносе во время второго акта импульсного прессования.

При изучении ползучести ММК установлена тенденция первой к уменьшению с увеличением оксидной компоненты. Очевидной причиной такого поведения данной механической характеристики является низкая пластичность Al_2O_3 и, как следствие, эффективное сдерживание данной фазой перемещения образующихся при неравновесной внешней нагрузке линейных дислокаций.

Установлено, что добавка Al_2O_3 приводит к уменьшению предела прочности на разрыв, что объясняется структурой частиц порошка вида «металлическое ядро – оксидная оболочка».

Из таблицы также видно, что условия деформирования образцов существенно сказываются на удельном сопротивлении соответствующих композитов. Так удельное сопротивление образцов, спрессованных при комнатной температуре, увеличивается с увеличением содержания Al_2O_3, что указывает на сохранность непроводящей оксидной оболочки вокруг металлических ядер в ММК.

Нагрев до 400°С приводит, во-первых, к значительному (в 20 раз) уменьшению удельного сопротивления композита, и, во-вторых, к снятию зависимости от количества Al_2O_3 в ММК. Это указывает на эффективное разрушение твердых непроводящих оболочек в процессе горячей пластической деформации за счет разницы в КТР Al и Al_2O_3 (α_{Al}=26,5·10^{-6} К$^{-1}$ и α_{Al2O3}~6·10^{-6} К$^{-1}$). При этом при деформации части оксидных пленок локализуются в объеме пор и под действием давления образуют зерна Al_2O_3, а зерна Al освободившиеся от изолирующих оболочек формируют каналы с высокой проводимостью.

Работа выполнена в рамках темы государственного задания № 0389-2014-0002 и поддержана грантом РФФИ № 15-08-08013.

****

ФОРМИРОВАНИЕ РЕГУЛЯРНЫХ НАНОСТРУКТУР ШАРИКОВОЙ ОБКАТКОЙ МЕТАЛЛОВ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Классен Н.В.[1], Классен Е.Н.[1], Мышляев М.М.[1,2], Клубович В.В.[3], Кулак М.М.[3]
[1]ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия, [2]ИМЕТ РАН, Москва, [3]ИТА НАН Беларуси, Витебск
klassen@issp.ac.ru

Annotation

We have found that ball rolling of metal surfaces of aluminum, copper and steel produce quasi-periodical morphology of lines and layers with directions parallel to the ball motion. The dimensions of these layers are nanoscopical. Electron microscopy of the layers revealed that they consist from nanograins. The creation of this periodical nanostructure is attributed to two processes typical for ball rolling: high spatial non-homogeneity of internal stresses under the ball and fast changes in the directions of these stresses induced by the ball motion. The combination of these two factors produces strongly mixed dislocation structure. The plastic mass-transport by the motion of these dislocations need high efforts and leads to big energy losses due to friction. So in correspondence with Prigogin's theorem about the minimum of the entropy production in stationary states of dynamical non-equilibrium systems the material subjected to ball rolling should find another stationary state of the plastic mass-transport. We conclude that this new stationary state is created by forming of periodical layered system from nano-grains where the mass-transport is provided by sliding along the boundaries of the grains. The nano-dimensional periodicity of the subsurface structure produced by ball rolling of metals can create several kinds of resonances in photon, electron and phonon systems of the metals. E.g. the enhancement of the light reflection from metal surfaces subjected to ball rolling can be attributed to the resonance of plasmons in the nanograins resulting in the growth of the electric field of the light wave.

Обкатка роликами и шариками как технологический прием выглаживания и упрочнения поверхностей металлических изделий широко применятеся в промышленности. Нами было показано [1], что по большинству характеристик структуры и свойств приповерхностных слоев металлов эти процессы имеют много общего с хорошо изученными мептодиками интенсивной пластической деформации (ИПД) равноканальным угловым прессованием (РКУП) и кручением под давлением (КПД) [2]. Однако по некоторым свойствам – например, значительному уменьшению энергопотерь при отражении света и повышению коррозионной стойкости – шариковая обкатка имеет существенные отличия. Для понимания природы указанных особенностей мы исследовали морфологии приповерхностных слоев обкатанных шариком алюминия, меди и стали3 с помощью оптической и растровой электронной микроскопии. Главная особенность этой морфологии по сравнению с получаемыми РКУП и КПД – формирование регулярных квазипериодических структур линейчатого и слоистого типов, причем направление линий и слоев параллельно направлению движения шарика (рис 1).

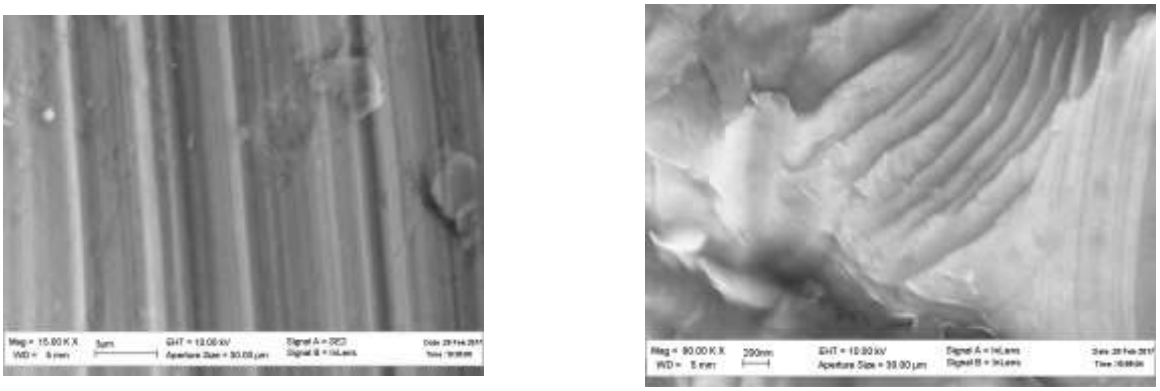


Рис. 1.Растровая электронная микроскопия линейчатой морфологии поверхности алюминия (слева) и слоистой морфологии разрыва приповерхностного слоя (справа) после обкатки.

Приведенные микрофотографии свидетельствуют о том, что в приповерхностном слое следа шариковой обкатки формируется периодическая морфология слоев наноскопической толщины, ориентированных как параллельно, так и перпендикулярно поверхности. Компьютерный Фурье-анализ этих и многих других снимков выявляет наличие дискретного набора пространственных частот с периодами от нескольких микрон до десятков нанометров, что указывает на коллективные взаимодействия между структурными дефектами при формировании этих морфологий. Электронная микроскопия при большом увеличении показала, что внутри слоев наблюдаются зерна наноскопических размеров, углубления, оставшиеся от вырванных нанофрагментов и скопления вырванных при обкатке нанозерен . На рис. 1 слева видно как углубление, оставшееся после отрыва чешуйки нанотолщины, так и сама лежащая рядом чешуйка. Для объяснения формирования наблюдаемых наноструктур привлекаются два соображения: большая неоднородность пространственного распределения внутренних напряжений, создаваемых шариком, и быстрая смена их направлений при движении шарика. Фактор неоднородности обуславливает генерацию дислокаций типа геометрически необходимых [2], дополнительных по отношению к дислокациям, обеспечивающим пластический массоперенос. Быстрая смена направления локальных напряжений обусловливает сильную запутанность формируемой дислокационной структуры. такая запутанность дислокаций непосредственно в зоне очага деформации под шариком требует при массопереносе, созданного движением шарика, больших энергозатрат на трение, что вызывает интенсивное выделение тепла. С точки зрения теоремы Пригожина и минимуме производства энтропии в динамических процессах [3] такой процесс в системе не может существовать стационарно и поэтому система переходит в динамический процесс с минимальным производством энтропии (в данном случае – с минимумом трения). Мы предполагаем, что таким процессом является формированием нанозерен с активным участием в массопереносе скольжения по межзеренным границам. В пользу этого предположения говорит большое количество выброшенных обкаткой нанозерен, указывающее на слабую механическую прочность границ между нимиФормирование при обкатке периодических наноструктур позволяет объяснить наблюдаемое экспериментально повышение коэффициента отражения света и соответствующее снижение электромагнитных потерь. Глубина существования этих структур соответствует глубине проникновения света в металлы, поэтому на сформированных нанозернах возможны плазмонные резонансы типа наблюдаемых на свободных наночастицах металлов. За счет резонанса значительно увеличивается эффективное электрическое поле, а вместе с ним – и поле, излучаемое в пространство в виде отраженной световой волны. Периодичность системы образованных под поверхностью слоев соизмерима с длиной свободного пробега электронов и фононов в кристаллах, что способно привести к электронным и фононным резонансам. Поэтому шариковая обкатка может вызвать не только повышение отражения света, но другие особенности в электронных и атомарных свойствах – электропроводности, теплопроводности, пластичности. А так как периодическая структура таких нанослоев находится в метастабильном равновесии, она при малых внешних воздействиях будет сопротивляться изменению этого состояния. Например, должны замедляться химические реакции (окисление и др.), нарушающие периодическую морфологию.

Данная работа частично поддерживалась грантами РФФИ №№ 16-58-00132 и 16-29=11702

Литература

1.Классен Н.В., Н.П. Кобелев, Е.Л. Колыванов, В.И. Орлов, И.М. Шмытько,В.В. Клубович, М.М. Кулак, Материаловедение, 2013, в.11, с. 51 – 57.

2. Э.В. Козлов, А.М. Глезер, Н.А. Конева, Н.А. Попова, И.А. Курзина, «Основы пластической деформации наноструктурных материалов», М, ФИЗМАТЛИТ, 2016, 304 с.

3.И. Пригожин, Д. Кондепуди, «Современная термодинамика», М., МИР, 2002, 320 с.

4.И.Р. Набиев, Р.Г. Ефремов, Г.Д. Чуманов, УФН, 1988, т. 154, № 3, с. 459-470.

****

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА СОСТОЯНИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л, Шабашов В.А.

Россия, Институт физики металлов УрО РАН, korshunov@imp.uran.ru

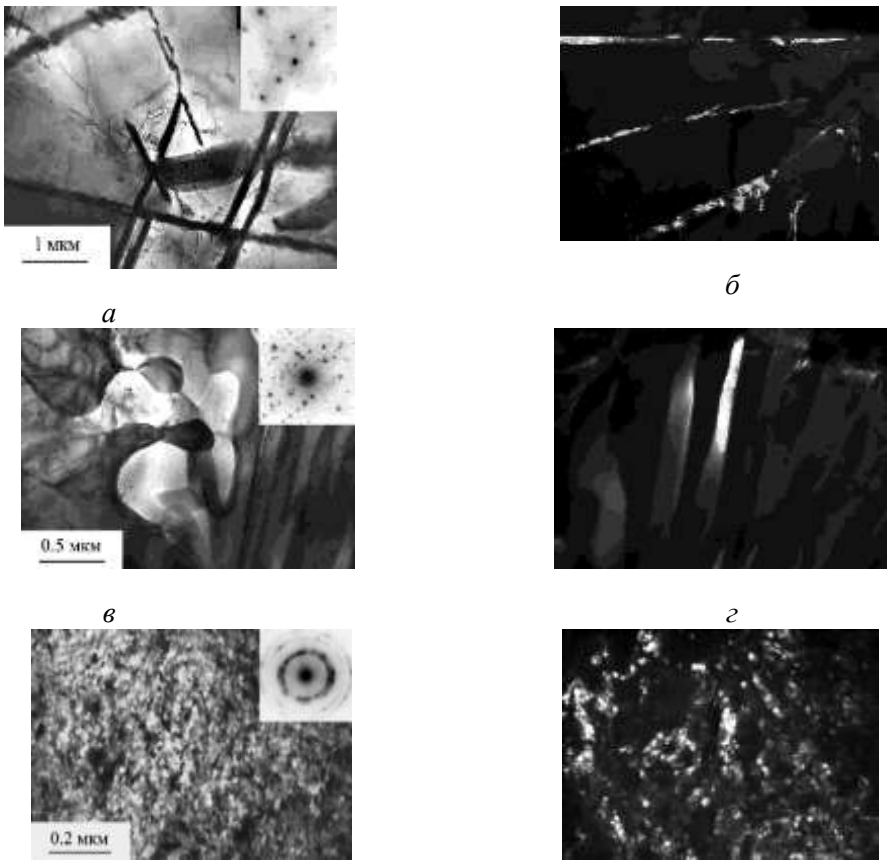
INFLUENCE OF FRICTION NANOSTRUCTURING ON THE CONDITION OF CARBIDE PHASE IN HADFIELD STEEL

L.G. Korshunov, V.V. Sagaradze, N.L. Chernenko, V.A. Shabashov

Structural transformations of the carbide phase in Hadfield steel (110G13) that occur upon plastic deformation by dry sliding friction have been studied by methods of optical metallography, X-ray diffraction, and transmission electron microscopy. Deformation is shown to lead to the refinement of the particles of the carbide phase $(Fe, Mn)_3C$ to a nanosized level. The effect of the deformation-induced dissolution of $(Fe,Mn)_3C$ carbides in austenite of 110G13 (Hadfield) steel has been revealed, which manifests in the appearance of new lines belonging to austenite with an unusually large lattice parameter (a = 0.3660–0.3680 nm) in the X-ray diffraction patterns of steel tempered to obtain a fine-lamellar carbide phase after deformation. This austenite is the result of the deformation-induced dissolution of disperse $(Fe, Mn)_3C$ particles, which leads to the local enrichment of austenite with carbon and manganese. The tempering that leads to the formation of carbide particles in 110G13 steel exerts a negative influence on the strain hardening of the steel, despite the increase in the hardness of steel upon tempering and the development of the processes of the deformation-induced dissolution of the carbide phase, which leads to the strengthening of the γ solid solution.

Таблица. Влияние режима обработки на микротвердость стали 110Г13

№ п.п.	Режим обработки	Микротвердость, МПа
1.	Закалка от 1100°С + механическое шлифование + электролитическое полирование	2150
2	Закалка + отпуск 400°С (3 часа)	2850
3	Закалка + отпуск 600°С (5 минут)	2280
4	Закалка + отпуск 600°С (5 часов)	3550
5	Закалка +трение	6750
6	Закалка + отпуск 400°С (3 часа) +трение	6000
7	Закалка + отпуск 600°С (5 минут) +трение	6200
8	Закалка + отпуск 600°С (5 часов) +трение	6300



а *б* *в* *г* *д* *е*

Рис. 1. Структура и стали 110Г13 после закалки и отпуска при 600°С 5 мин (а, б), после закалки и отпуска 600 °С 5 ч (в, г) и после закалки и трения (д, е); а, в, д -светлопольные и б, г, е – темнопольные (в рефлексах

Методами металлографии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии исследованы структурные превращения карбидной фазы, происходящие в стали Гадфильда (110Г13) при пластическом деформировании в условиях сухого трения скольжения. Для получения в структуре стали 110Г13 карбидной фазы разной морфологии закаленные образцы стали подвергали трем видам термической обработки: 1) отпуску при 400°С в течение 3 ч; 2) отпуску при 600°С, 5 мин; 3) отпуску при 600°С, 5 ч, что позволило получить карбидную фазу $(Fe, Mn)_3C$ в виде тонких и более грубых пластин, расположенных как в аустенитной так и в ферритной матрице. Показано, что деформация приводит к измельчению частиц карбидной фазы $(Fe, Mn)_3C$ разной морфологии до наноразмерного уровня. Отпуск, приводящий к образованию в стали 110Г13 карбидных частиц, отрицательно влияет на деформационное упрочнение стали несмотря на имеющий место при отпуске рост твердости стали и развитие в ней процессов деформационного растворения карбидной фазы, приводящих к упрочнению γ-твердого раствора.

Обнаружен эффект деформационного растворения карбидов $(Fe, Mn)_3C$ в аустените стали 110Г13 (Гадфильда), который проявляется в возникновении после деформации на рентгеновских дифрактограммах стали, отпущенной на структуру тонкопластинчатой карбидной фазы, новых линий, принадлежащих аустениту с необычно большим параметром кристаллической решетки (а=0.3660-0.3680 нм).

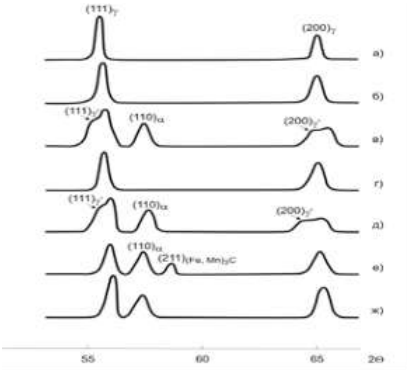


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы стали 110Г13:
а - закалка от 1100°С;
б – закалка + отпуск 400°С – 3 часа;
в – закалка + отпуск 400°С – 3 часа + трение;
г - закалка + отпуск 600°С – 5 минут;
д - закалка + отпуск 600°С – 5 минут + трение;
е – закалка + отпуск 600°С – 5 часов;
ж – закалка + отпуск 600°С – 5 часов + трение.

Возникновение рассматриваемого аустенита является результатом инициированного деформацией растворения дисперсных частиц $(Fe, Mn)_3C$, которое приводит к локальному обогащению аустенита углеродом и марганцем. Вследствие этого деформированный неоднородный по химическому составу аустенит обладает повышенной стабильностью к образованию мартенсита деформации и сохраняется в структуре стали в значительном количестве.

[1] Л.Г. Коршунов, В.В. Сагарадзе, Н.Л. Черненко, В.А. Шабашов. *ФММ, 2015, т. 116, № 8, с. 867-873.*

****

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мартыненко Н.С.[1,2], Лукьянова Е.А.[1,2], Горшенков М.В.[1], Юрченко Н.Ю.[3], Салищев Г.А.[3], Рааб Г.И.[4], Бирбилис Н.[5], Добаткин С.В.[1,2], Эстрин Ю.З.[1,5]

[1]Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов,
[2]Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
[3]Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет
[4]Россия,
[5]Австралия, Университет им. Монаша, Департамент материаловедения и инжиниринга
nataliasmartynenko@gmail.com

IMPROVEMENT OF STRENGTH AND CORROSION RESISTANCE OF MAGNESIUM ALLOY WE43 AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Martynenko N.S., Lukyanova E.A., Gorshenkov M.V., Yurchenko N.Yu., Salishchev G.A., Raab G.I., Birbilis N., Dobatkin S.V., Estrin Yu.Z.

Abstract: In this work the magnesium alloy WE43 after equal channel angular pressing (ECAP) and multiaxial deformation (MAD) was studied. The microstructure examination showed that both SPD modes lead to the formation of ultrafine-grained structure with a grain size of 0.7-1 μm and the $Mg_{12}Nd$ phase particles of 0.3-0.45 μm in size. The grain refinement results in increasing of the ultimate tensile strength – up to 300 MPa for both SPD modes, the yield strength – up to 260 MPa and 210 MPa and the tensile elongation – up to 12.4% and 17.2% for ECAP and MAD, respectively, compared with YS=150 MPa, UTS=220 MPa and EL=10.5% in initial state. The grain refinement does not impact on rate of

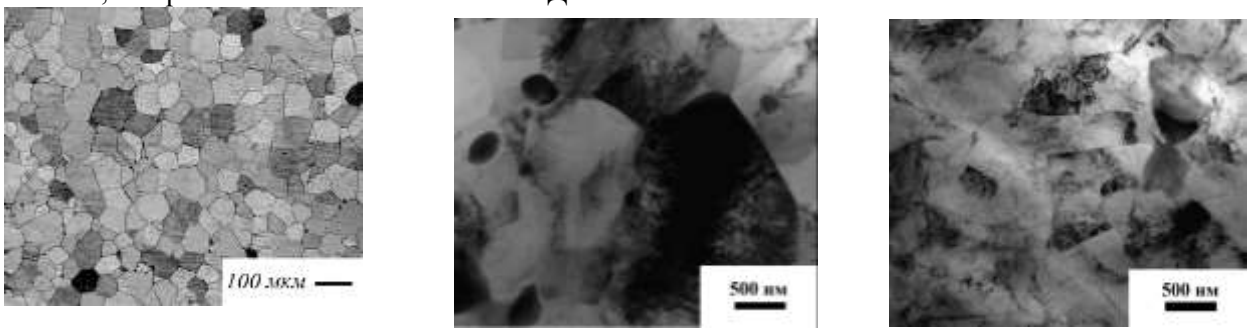
electrochemical corrosion. However, SPD treatment leads to a decrease in rate of chemical corrosion both at room temperature and at 37°C.

В последнее время большую популярность приобрели работы, связанные с разработкой материалов для биорезорбируемых имплантатов, используемых в медицине [1-3]. Среди таких материалов выделяют магниевые сплавы из-за их хорошей биосовместимости и близких к костным механических свойств. Важной частью исследований биомедицинских магниевых сплавов является изучение способов их упрочнения и управления скоростью их деградации. Одним из методов, позволяющих достичь обе поставленные задачи, является интенсивная пластическая деформация (ИПД).

В настоящей работе был исследован магниевый сплав WE43, содержащий 4% иттрия, 3% неодима и 0,5% циркония (% масс.). Исходно гомогенизированный при 525°C в течение 8 часов сплав деформировали методами мультиосевой деформации (МД) и равноканального углового прессования (РКУП). МД осуществляли с понижением температуры деформации от 450 до 300°C с шагом 25°C и 4 циклами деформации в каждой точке. Всего было сделано 28 циклов деформации. РКУП проводили при понижении температуры деформации от 425 до 300°C с шагом 25°C и 2 проходами при каждой температуре. Общее количество проходов равнялось 12.

Исследование микроструктуры показало, что в процессе гомогенизации в сплаве формируются равноосные зерна магниевого твердого раствора размером ~70 мкм. Последующая деформация приводит к существенному измельчению зерна, как в случае МД, так и в случае РКУП (рисунок 1). После МД в сплаве формируется структура со средним размером зерна 0,93±0,29 мкм. Кроме того, нагрев под обработку, а также сама деформация приводят к выпадению частиц фазы $Mg_{12}Nd$ размером 0,34±0,29 мкм (рисунок 1б). В то же время РКУП приводит к измельчению зерна до 0,69±0,13 мкм и формированию частиц фазы $Mg_{12}Nd$ размером 0,45±0,18 мкм. Стоит также отметить, что после РКУП в структуре наблюдаются двойники деформации, присутствие которых после мультиосевой деформации выявлено не было (рисунок 1в). Формирование более дисперсной структуры, а также двойников деформации в случае РКУП, вероятно, связано с меньшей начальной температурой деформации, а также более жесткой схемой деформационного процесса.

Измельчение структуры сплава приводит к его существенному упрочнению. РКУП приводит к повышению предела прочности до σ_B=300 МПа, а предела текучести до σ_T=260 МПа по сравнению с σ_B=220 МПа и σ_T=150 МПа в исходном состоянии. В то же время значения предела прочности и предела текучести для сплава после МД составили 300 и 210 МПа, соответственно. Кроме того, оба деформационных метода привели к повышению пластичности до 12,4 и 17,2% для РКУП и МД, соответственно, относительно исходного значения 10,2%. Причем, наличие в структуре сплава, деформированного методом РКУП, двойников деформации, по-видимому, стало причиной меньшей пластичности, по сравнению со сплавом после МД.



(а) (б) (в)

Рисунок 1 – Микроструктура сплава WE43 после гомогенизации (а), а также после деформации методами МД (б) и РКУП (в).

На рисунке 2 приведены поляризационные кривые, представляющие собой зависимость потенциала от плотности тока коррозии. Замечено, что деформация методом МД приводит к небольшому увеличению потенциала коррозии, а, следовательно, и коррозионной стойкости, с -1630±34 до -1595±38 мВ. РКУП же напротив понижает потенциал коррозии до -1686±8 мВ, вероятно, из-за наличия в структуре двойников деформации. Что же касается плотности тока коррозии, которая отвечает за скорость деградации, то она остается неизменной в пределах

погрешности и изменяется с 21,3±4,5 мкмА/см^2 в гомогенизированном состоянии до 29,8±6,5 и 21,9±8,9 мкмА/см^2 для РКУП и МД, соответственно.

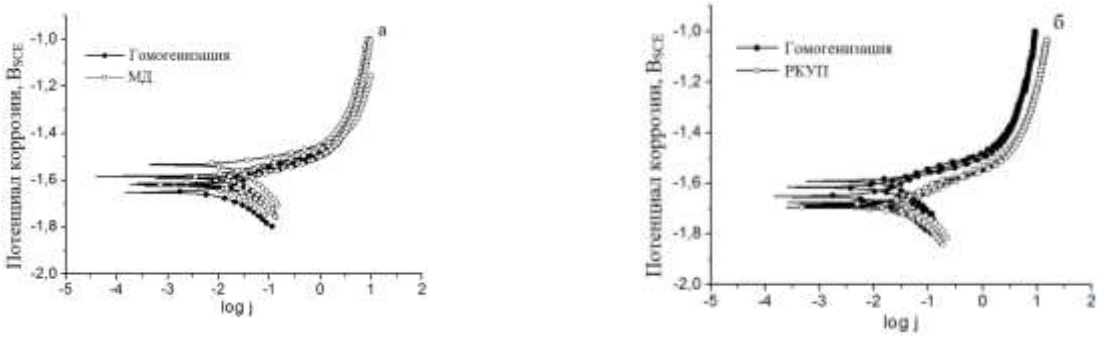


Рисунок 2 – Поляризационные кривые, снятые для сплава WE43 после МД (а) и после РКУП (б)

В тоже время, ИПД приводит к снижению скорости химической коррозии. Скорость коррозии сплава, исследованная методом потери массы в 0,9% NaCl при комнатной температуре, в гомогенизированном состоянии равнялась 0,93±0,20 мг/см^2*день. После ИПД она уменьшилась до 0,52±0,09 и 0,56±0,05 мг/см^2*день для сплава, обработанного РКУП и МД, соответственно. При повышении температуры испытаний до 37°С скорость коррозии возрастает до 1,34±0,26, 0,95±0,07 и 0,74±0,12 мг/см^2*день для гомогенизированного, а также деформированного РКУП и МД состояний, соответственно. Вероятно, уменьшение скорости коррозии, связано с уменьшением размера зерна, вызванным ИПД, которое, в свою очередь, влияет на параметры шероховатости поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант №17-13-01488).

Литература:

[1] L. Tan, X. Yu, P. Wan, K. Yang. Biodegradable Materials for Bone Repairs: A Review // J. Mater. Sci. Technol., 2013, 29(6), 503-513.

[2] F. Witte, Y.F. Zheng, X.N. Gu. Biodegradable metals // Mater Sci Eng R, 2014, 77, 1-34.

[3] Y. Chen, Z. Xu, C. Smith, J. Sankar. Recent advances on the development of magnesium alloys for biodegradable implants: Review // Acta Biomater., 2014, 10, 4561-4573.

****

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЕ И ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 7075 ПРИ ПРОКАТКЕ В ВИНТООБРАЗНЫХ ВАЛКАХ И ПРОДОЛЬНО-КЛИНОВОМ СТАНЕ

Машеков С.А, Тусупкалиева Э. А

Казахский национальный исследовательский технический университет имени К.И. Сатпаева, Республика Казахстан, Алматы elatus78@mail.ru

Известно, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из методов получения компактных нано- и субмикрокристаллических материалов. Металлы и сплавы с субмикро- и нанокристаллической структурой проявляют необычно высокие и полезные прочности и пластичности. Для получения высококачественных заготовок с нанокристаллической и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, без значительных изменений их размеров, можно использовать методы ИПД такие как: кручение под высоким квазигидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая ковка и радиально-сдвиговая прокатка и т.д.[1,2].

Следует отметить, что выше приведенными способами ИПД трудно изготовить листовой прокат с нанозернистой структурой. Поэтому для получения высококачественных листовых заготовок с нанокристаллической структурой, без значительных изменений их размеров нами предлагается инструмент имеющие валки с винтообразными рабочими поверхностями[3], а для прокатки полос из данных заготовок пятиклетьевой продольно-клиновый стан (ПКС)[4].

Непрерывный ПКС содержит рабочие клети, электродвигатель, муфту, опорные не приводные валки, рабочие приводные валки, станину, опорную плиту. Имеющие от двигателя переменного тока привод клети содержат рабочие и опорные валки постоянного диаметра, а в последовательно

расположенных клетях диаметр рабочих валков уменьшается, а диаметр опорных валков увеличиваются в направлении прокатки. При этом вращение валков осуществляют через индивидуальную муфту, редуктор, шестеренную клеть и шпиндели.

Инструмент для горячей прокатки стали и сплавов, содержит верхний и нижний валки с винтообразными рабочими поверхностями. При этом выступы и впадины верхнего валка выполнены по винтовой линий противоположно впадинам и выступам нижнего валка. Необходимо отметить, что выступы и впадины верхнего и нижнего валка имеют одинаковую ширину и соответственно высоту или глубину.

Для прогнозирования разрушения и структурообразования алюминиевых сплавов при прокатке в винтообразных валках и ПКС нам необходимо было исследовать напряженно-деформированное состояния (НДС) заготовки при прокатке в данных валках и стане. Для определения НДС использовали широко распространенные численные методы, в частности – метод конечных элементов.

Для расчета НДС использовали специализированную стандартную программу MSC.SuperForge. В первоначальном этапе моделирования, используя программный комплекс «Inventor», создавали виртуальные объемные модели винтообразных валков, ПКС и заготовки. В последующем объемные виртуальные модели винтообразных валков, ПКС и заготовки была импортирована в CAE программу MSC.SuperForge и соответствующим образом размещали в программе.

Для исследования процесса прокатки в винтообразных валках и ПКС использовали прямоугольную заготовку размером 6×100×200 мм. Прокатку полос моделировали в трехмерной среде с разбиением заготовки на 4-х узловые элементы (CTETRA). Материал заготовки алюминиевый сплав 7075. Из базы данных программного комплекса «MSC.SuperForge» задавали материал заготовки и инструмента, а также реологические свойства материала заготовки. Для моделирования пластичности материала заготовки выбрали упругопластическую модель Джонсона-Кука. Контакт между валком и листом смоделировали трением по Кулону. Коэффициент трения был принят 0,3.

Прокатку осуществляли по следующему режиму: нагрев до температуры 320 ºС, прокатка двенадцатью проходами в волнистых валках до толщины 5,9 мм, охлаждение и прокатка при комнатной температуре на ПКС до толщины 1,5 мм.

Запускали программу «MSC.SuperForge» и шаговым методом рассчитывали компоненты тензоров деформации, скорости деформации и напряжения, а также интенсивности деформаций, напряжений и скорости деформации, распределение температур по объему заготовки.

Условие разрушения алюминиевого сплава 7075 при прокатке в винтообразных валках и ПКС оценивали по формуле [5]:

$$\psi = \int_0^t \frac{H(\tau)d\tau}{\Lambda_p[k_{ж}(\tau)]} = \frac{\Lambda}{\Lambda_p[k_{ж}(\varepsilon)]}, \quad (1)$$

где $\Lambda_р$ – предельная пластичность металла, зависящей от напряженного состояния; Λ - степень деформации сдвига; H – интенсивность скоростей деформаций сдвига. $k_{ж} = \sigma/T$ – коэффициент жесткости схемы напряженного состояния; T – интенсивность касательного напряжения; σ – среднее напряжение. Известно, что при $1 < \psi$ материал полос или заготовки не разрушается, а при $1 > \psi$ разрушается [5].

Для построение кривой предельной пластичности $\Lambda_р$ - k_ξ алюминиевого сплава 7075 использовали торсионный пластометр STD 812.Данный пластометр позволяет испытывать образцы при температурах до 1500 °С со скоростью нагрева и охлаждения до 100 К/сек, при скоростях деформации до 50 $с^{-1}$ при кручении и до 1,0 $с^{-1}$ при растяжении и сжатии. Пластометр оснащен блоком управления и компьютерной программой, которые позволяют без затруднений определить начальные, промежуточные и конечные геометрические параметры образцов и автоматический выдавать кривые сопротивления деформации металлов и сплавов.

В качестве материала заготовки был выбран алюминиевый сплав7075. Для проведение экспериментов использовали цилиндрические образцы диаметром D = 8 и с базовойдлиной L = 20 мм, а для измерения и контролирования изменений температуры применяли термопару типа K. Термопара типа K сваривался на боковую поверхность образцов. Образцы в индукционном нагревателе нагревали до температур 200, 300, 400 ºС при постоянной скорости 5 °С/с, выдерживали при этой температуре в течение 10 с и деформировали кручением, растяжением и скручивающим растяжением со скоростью деформации 1,0 $с^{-1}$.

Для определения коэффициента жесткости схемы напряженного состояния и степени деформации сдвига до разрушения при торсионных испытаний на кручение использовали известные уравнения [5,6]. Образцы испытывали до появления первой трещины и строили зависимость Λ_p - k_ξ. Полученные значения предельной пластичности использовали для расчета СИРП.

Компьютерным моделированием произведенный расчет СИРП показал, что двенадцатью проходами прокатка листовой заготовкииз алюминиевого сплава 7075 в винтообразных валках, а далее прокатка их на ПКС позволяет изготовлять тонкие полосы без нарушения сплошности материала заготовки.

В работе произвели лабораторные исследования влияния количество проходов при прокатке листовой заготовки в винтообразных валках, а также единичных обжатии при прокатки полос на ПКС на параметры микроструктур алюминиевого сплава 7075. Проведена сравнительная оценка размеров зерен наноразмерной и УМЗ структур после прокатки полос в винтообразных валках с различными проходами при температурах деформирования 320 ºС, а также после деформации в ПКС при комнатной температуре. Анализ параметров зеренной и дефектной структуры показало, что в листовом материале из алюминиевого сплава 7075 после 12 проходов в винтообразных валках и прокатки на ПКС обеспечивается формирование однородной наноразмерной структуры с размером зерна 60 – 90 нм, что приводит к повышению прочностных свойств сплава и к сохранению хорошей пластичности.

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.

2. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии. ТОМ 4, 2009, №11–12. – С. 69 – 80.

3. Инструмент для горячей прокатки металлов и сплавов / С.А. Машеков, Б.Н. Абсадыков, Л.А. Курмангалиева и др. // Патент РК № 16804 Опубл. 16.01.2006, Бюл. № 1. – 2 с.: ил.

4. Патент РК № 31750. Многофункциональный продольно-клиновый стан для прокатки листов из сталей и сплавов /С.А. Машеков, А.С. Машекова, Е.З. Нугман и др. // Опубл. 30.12. 2016 г в БИ № 18.

5. Машекова А.С.,Смаилова Н.Т., Машеков С.А. Проблемы ковки титановых сплавов и их решения. Часть 1 и 2. Издательство: LAP LAMBERT AcademicPublishing. 2013. – 230 и 251 с.

6. Grosman F., Hadasik E.: Technologicznaplastycznośćmetali. Badaniaplastometryczne, WydawnictwoPolitechnikiŚląskiej, ISBN 83-7335-204-X, Gliwice 2005, s. 11-12.

****

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ CU-CR-ZR БРОНЗЫ

Морозова А.И., Беляков А.Н.

Россия, ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», morozova_ai@bsu.edu.ru

THERMAL STABILITY OF ULTRAFINE GRAINED LOW ALLOYED CU-CR-ZR BRONZE

A.I. Morozova, A.N. Belyakov

Abstract. A low alloyed Cu-0.1%Cr-0.06%Zr alloy was investigated. After solution treatment at 920°C for 1 h, the alloy was quenched in water and then subjected to equal channel angular pressing (ECAP) at 400°C via route B_c to a total strain of 12. The developed ultrafine grained (UFG) structure is characterized by an average grain size of 550 nm. The UFG samples were isochronally aged at temperatures of 300-700°C for 1h and isothermally aged at 600°C during 0.25-2h. The time/temperature dependence of the hardness suggests the thermal stability up to 500°C, whereas further increase of temperature results in rapid softening. The thermal stability was analyzed by the Johnson-Mehl-Avrami-Kolomogrov method. The activation energy of recrystallization of about 64 kJ/mol is comparable to that for the grain boundary diffusion in UFG copper (71 kJ/mol). The small Avrami exponent of n=0.9 suggests slow recrystallization kinetics, which may result from numerous Cr precipitations with a size of 5-20 nm.

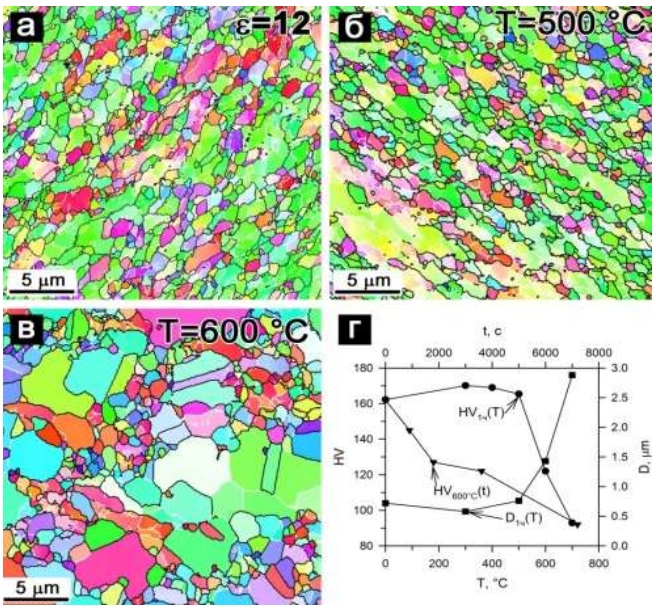


Рисунок 1. Термическая стабильность низколегированной УМЗ бронзы системы Cu-Cr-Zr; исходная УМЗ структура (а), микроструктура после отжига при температуре 500 °С (б) и 600 °С (в), изменение размера зерна и твердости в зависимости от температуры или времени отжига (г).

Сплавы с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ) характеризуются высокой пластичностью и прочностью. Недостатком материалов с УМЗ является их ограниченная термическая стабильность из-за повышенной внутренней энергии и склонности к протеканию процессов возврата и рекристаллизации при повышенных температурах. Изучение термической стабильности особенно важно для УМЗ сплавов системы Cu-Cr-Zr, которые благодаря комплексу высоких эксплуатационных свойств могут найти применение в качестве электродов точечной сварки и радиаторов.

В качестве материала исследования был выбран низколегированный сплав следующего химического состава: Cu-0.1%Cr-0.06%Zr (массовые %). Исследования проводили на образцах, обработанных на получение пересыщенного твердого раствора при температуре 920°С в течение 1ч с последующей закалкой в воду (закалка). Микроструктурный анализ закаленной бронзы не выявил частиц вторых фаз, средний размер зерен составил 120 мкм. Твердость в закаленном состоянии составила75 HV. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 400 °С по маршруту Вс до истинной степени деформации 12 привела к существенному повышению прочности: твердость бронзы составила -162HV. После РКУП средний размер зерен составил 0,72 мкм. Анализ тонкой структуры выявил наличие мелкодисперсных частиц размером 5 нм, которые выделились в процессе многократного РКУП при 400 °С.

После РКУП образцы бронзы подвергли часовому отжигу в интервале температур 300-700 °С и изотермическому отжигу при температуре 600 °С в течение 0,25-2 ч. УМЗ структура сохранялась вплоть до 500 °С (рис. 1 б). При температуре 600 °С (рис. 1 в) происходил рост отдельных зерен, однако доля мелких кристаллитов, сформированных в процессе РКУП составляла ~50%. Микроструктура после отжига при температуре 700°С состояла из относительно крупных зерен размером 5-10 мкм с двойниками отжига. Эволюция микроструктуры коррелирует с изменением твердости (рис. 1 г). Твердость сплава незначительно менялась при температурах отжига 300-500°С; увеличение температуры отжига выше 600 °С приводило к резкому разупрочнению сплава. Максимальная твердость наблюдалась после отжига при температуре 300°С и была равна 170 HV, рост твердости можно связать с дополнительным выделением в процессе отжига дисперсных частиц.

Анализ термической стабильности проводился с использованием метода Джонсона-Мела-Авраами-Колмагорова [1-3]. Кинетическую константу (n) и энергию активации процессов разупрочнения (Q) определяли в соответствии со следующими выражениями:

$$X = 1 - \exp(-(\frac{t}{t_R})^n)$$

где X – доля рекристаллизованных зерен, t – время отжига.

$$t_R = t_0 \exp(\frac{Q}{RT}),$$

,Где $t_0 \approx 1$ [4], R – универсальная газовая постоянная и T – температура отжига.

Вычисленная энергия активации 64 кДж/моль близка к энергии активации зернограничной диффузии в УМЗ меди, которая составляет 71 кДж/моль [5]. Полученная величина энергии активации соответствует энергии активации рекристаллизации в меди после интенсивной пластической деформации, которая находится в пределах 55-98 кДж/моль [4]. Значение кинетической константы n=0,9 ниже величины, характерной для одномерного роста зерен ($1 \leq n \leq 2$) и соответствует низкой скорости роста зерен. Причиной низкой скорости разупрочнения могут быть дисперсные частицы, выделяющиеся в процессе отжига в Cu-Cr-Zr сплаве. Наличие наночастиц размером 5-20 нм в низколегированной бронзе после отжига подтверждают данные просвечивающей электронной микроскопии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (грант № 14.Y31.16.8446-НШ).

Список использованной литературы:

1. A. H. Колмогоров. К статистической теории кристаллизации металлов. Известия Российской академии наук. Серия математическая 1(3) (1937) 355-359.

2. W. A. Johnson, R. F. Mehl. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. Trans. AIME 135(8) (1939) 396-415.

3. M. Avrami. Kinetics of phase change. I General theory. The Journal of Chemical Physics 7(12) (1939) 1103-1112.

4. Z.Abbasi, R. Ebrahimi. Impact of partial recrystallization on the mechanical properties of severely deformed copper. Materials Science and Engineering A, 651 (2016) 341-345.

5. Y.Amouyal, S. V.Divinski, Y.Estrin, E.Rabkin. Short-circuit diffusion in an ultrafine-grained copper–zirconium alloy produced by equal channel angular pressing. Acta Materialia 55(17) (2007) 5968-5979.

****

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ ЗАЩИТЫ КОСМИЧЕСКОЙ РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ

Никитин А.М., Гульбин В.Н.

Россия, АО «Инженерно-маркетинговый центр «Концерна «Вега», DiabloCM13@gmail.com, *vngulbin@mail.ru*

Использование источников ионизирующих излучений в современной технике, медицине, в научных исследованиях и в технологических процессах, а также необходимость обеспечения радиационной защиты персонала и работоспособности радиоэлектронного оборудования в условиях воздействия ионизирующих излучений обусловливают необходимость разработки и применения новых защитных материалов. Для этого необходимо создавать технологические процессы, позволяющие получать данные материалы с заданным уровнем функциональных свойств.

С учетом возрастающего применения композитов в различных областях техники, в частности, в авиакосмической технике, представляется перспективной разработка на их основе нового класса облегченных радиационно-защитных композитов, армированных различными наполнителями в зависимости от вида ионизирующего излучения (нанопорошки гамма-рассеивающих металлов, нейтроно-поглощающие композиции и др.). При этом для решения многих задач необходимо существенное снижение удельной массы и размера функциональных изделий, а также повышение их теплопроводности и обеспечение работоспособности в условиях воздействия внешних ионизирующих излучений. Достижение этих целей возможно только при использовании новых радиационно-защитных композиционных материалов со следующими свойствами: 1) высокая радиационная и химическая стойкость; 2) минимальная сорбция радиоактивных веществ и хорошие десорбционные свойства; 3) сохранение целостности, отсутствие трещин, пористости при воздействии излучений и агрессивных сред; 4) возможность быстрого удаления или вторичной

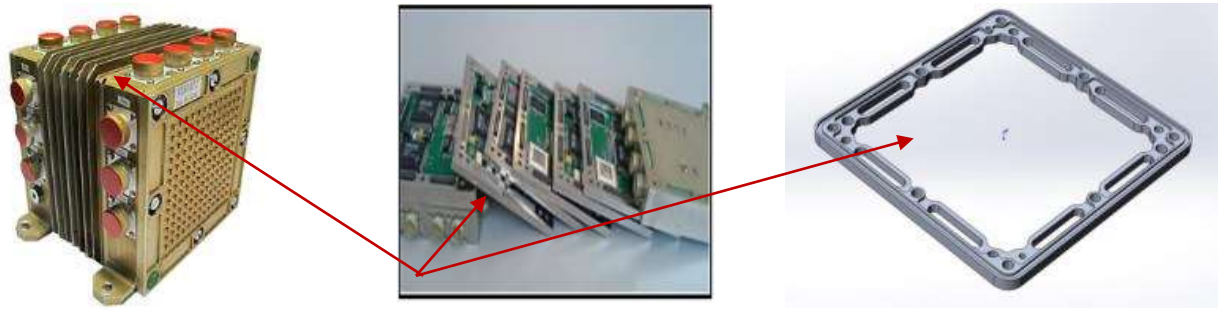
переработки после истечения срока службы; 5) высокие механические и антифрикционные свойства; 6) высокие радиационно-поглощающие свойства.

В соответствии с современными требованиями радиоэлектронная аппаратура (РЭА) космического назначения должна устойчиво и надежно функционировать в условиях воздействия ионизирующих излучений космического пространства. Использование композиционных материалов на алюминиевой основе с различными наполнителями, эффективно поглощающими ионизирующие излучения, для радиационной защиты электронной аппаратуры соответствует современным тенденциям конструирования бортовой аппаратуры в космическом приборостроении и является актуальным направлением работ.

В настоящей работе предлагается использовать несущие конструкции РЭА из облегченных радиационно-защитных материалов на основе алюмоматричных композитов. Эти композиты могут широко применяться для конструкционной и локальной защиты от ионизирующих излучений электронных схем и модулей, увеличения надежности и срока службы РЭА в космической бортовой аппаратуре, в том числе работающей в негерметизированном отсеке, повышения эксплуатационной безопасности установок, использующих ионизирующие излучения (например, транспортно-энергетический модуль на основе ядерно-энергетических установок), обеспечения безопасности работников, находящихся в зоне действия ионизирующих излучений.

Разрабатываемая инновационная технология производства несущих конструкций РЭА из алюмоматричных композитов базируется на модифицирование порошков из алюминиевых сплавов радиационно-поглощающими наполнителями. В результате замена металлических материалов в традиционных аэрокосмических конструкциях на радиационно-защитные в радиоэлектронной аппаратуре с электронными компонентами радиационно-стойкого исполнения позволит значительно повысить срок эксплуатации космической аппаратуры, сократить затраты на их производство, обеспечить снижение материалоемкости и повышение производительности труда, а также эффективное импортозамещение электронных схем и модулей.

Практическая реализация ведущихся разработок радиационно-защитных композитов возможна путем применения при производстве очередного поколения средств комплексирования бортовых приборов космических аппаратов с длительным сроком активного существования. В частности, предлагается несущие рамки (рис.1), изготовленные из алюминиевых сплавов, производить из радиационно-защитного алюмоматричного композита, наполненного поглотителями ионизирующих излучений.



а *б* *в*

Рисунок 1. Базовая несущая конструкция (а) и рамка (б, в), несущие электронные компоненты в БНК-2010 (а) и изготовленные из алюмоматричного радиационно-защитного композита.

В результате выполнения работы разработаны и исследованы алюмоматричные радиационно-защитные композиты 4 составов [1]: В95+B_4C+W, В95+BN+W, АМг6+B_4C+W и АМг6+BN+W, которые обладают нижеследующими свойствами: а) предел прочности на разрыв 350÷500 МПа, предел текучести при сжатии 300÷430 мПа; б) коэффициент ослабления нейтронного излучения 2,15÷3,0 (при $J_{нейтр.}$=3,1÷4,0x10^{12} 1/стер•к); в) коэффициент рассеяния гамма-излучения 1,10÷1,40 (при Eγ=1,33 мэВ); г) обладают достаточно высокими теплопроводными свойствами.

Перспективными областями применения разработанных алюмоматричных композитов являются авиакосмическая и атомная отрасли промышленности, а также медицинская техника, использующая ионизирующие излучения.

Литература

1. К вопросу о снижении воздействия ионизирующих и электромагнитных излучений на электронные компоненты при использовании радио- и радиационно-защитных композитов. В.Н. Гульбин, Н.С. Колпаков, А.М. Никитин. Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационного воздействия на радиоэлектронную аппаратуру. Научно-технический сборник. Выпуск 4, 2016. С.10-16.

****

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ДЕСТРУКЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЕГНЕТОМАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ НИОБАТА НАТРИЯ

Титов С.В., Коваленко М.И., Андрюшин К.П., Андрюшина И.Н., Вербенко И.А., Резниченко Л.А.

Россия, Научно - исследовательский институт физики Южного федерального университета
svtitov@sfedu.ru

Titov S.V., Kovalenko M.I., Andryushin K.P., Andryushina I.N., Verbenko I.A., Reznichenko L.A.

In the present work, the main physical factors determining the nature of destructive phenomena in ferroelectric ceramics based on sodium niobate were revealed. It is established that the destructive phenomena in the production of niobate ferroelectric ceramics are due to: a complex condensed state; development of secondary discontinuous recrystallization of I and II types; features of rheological properties. The ways of minimization of such phenomena in niobate ferroelectric ceramics were shown.

В настоящей работе выявлены основные физические факторы, определяющие характер деструкционных явлений в сегнетокерамиках на основе ниобата натрия. Установлено, что деструкционные явления при получении ниобатных сегнетокерамик обусловлены: сложным конденсированным состоянием; развитием вторичной прерывистой рекристаллизации I и II типов; особенностями реологических свойств. Показаны пути минимизации таких явлений в ниобатных сегнетокерамиках.

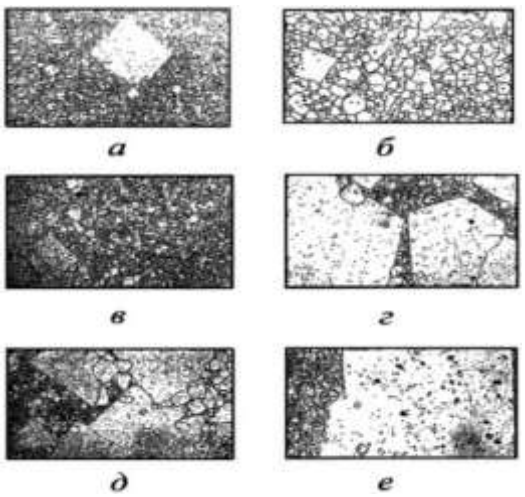


Рис.1. Стадии вторичной прерывистой рекристаллизации II-типа, присутствующие одновременно при одной и той же температуре спекания ($T_{сп}$) в одном образце.

Сегнетокерамика на основе ниобата натрия (ниобатная сегнетокерамика) обладает сочетанием параметров, не реализуемом в известных, широко используемых системах с участием цирконата-титаната свинца (ЦТС): низкой диэлектрической проницаемостью ($\varepsilon_{33}^{T}/\varepsilon_0 \leq 100$) при достаточно высоком коэффициенте электромеханической связи ($K_p \geq 0{,}35$), высокой скоростью звука (V_R~6км/с) и широким спектром значений механической добротности ($Q_m = 50 \div 1500$) [1]. Со спецификой её применения (СВЧ-техника, датчиковая аппаратура) связана необходимость изготовления активных элементов в виде очень тонких пластин, что выдвинуло особые требования к их прочностным свойствам.

В настоящем исследовании выявлены основные физические факторы, определяющие характер деструкционных явлений в сегнетокерамиках на основе ниобата натрия.

Установлено, что деструкционные явления при получении ниобатных сегнетокерамик обусловлены следующим:

- сложным конденсированным состоянием, характеризующимся многофакторной неоднородностью среды (химической, гранулометрической, фазовой), приводящей к образованию структур смешанного композитоподобного типа («монокристалл-керамика») с несогласованными межфазными границами, что, в совокупности, обусловливает структурную неустойчивость на мезо- и макроуровне;

-развитием вторичной прерывистой рекристаллизации I типа, обусловливающей рост отдельных кристаллитов до критического размера (~14мкм), выше которого целостность образцов нарушается;

-развитием вторичной прерывистой рекристаллизации II типа, связанной с наличием в ниобатных сегнетокерамиках фторсодержащей жидкой фазы, являющейся матрицей для чрезмерно быстрого анизотропного роста монокристаллов до гигантских размеров как в краевых областях («корковый эффект»), так и в центре образца;

-особенностями реологических свойств (повышенной слеживаемостью порошков) исходного пентаоксида ниобия, приводящими к разной плотности отдельных фрагментов образцов

На рис.1. изображены различные стадии вторичной прерывистой рекристаллизации II-типа в исследуемых керамиках: возникновение крупных идеоморфных зёрен в массе очень мелких (рис.1 *а*) или средних (рис.1 *б*) и однородных по размеру зёрен основной фракции; их рост за счёт поглощения мелких (рис.1 *в*) или слияния таких же крупных (рис.1 *г*); образование множества крупных и даже гигантских зёрен (рис.1 *д*), а также их конгломератов (рис.1 *е*).

Показаны пути минимизации таких явлений в ниобатных сегнетокерамиках. Компьютерное моделирование процесса вторичной прерывистой рекристаллизации позволило прогнозировать процесс структурообразования и протекания деструкционных явлений в изучаемых средах, а также моделировать температурно-временные регламенты получения ниобатных сегнетокерамик, обеспечивающие формирование однородной микроструктуры и целостность образцов.

Литература:

[1]. Резниченко Л.А. Фазовые переходы и физические свойства твёрдых растьворов n-компонентных систем на основе ниобата натрия. Дис. К.ф-м.н., Ростов-на-Дону, 1980 – 301с.

[2]. Смоленский Г.А., Боков В.А., Исупов В.А., Крайник Н.Н., Пасынков Р.Е., Шур М.С. Сегнетоэлектрики и антисегнетоэлектрики. Ленинград, изд-во «Наука», 1971-476с.

[3]. Резниченко Л.А. Разумовская О.Н., Шилкина Л.А., Алёшин В.А., Иванова Л.С., Зацаринный В.П., Козаков А.Т., Панасюк Б.А., Рудковская Л.М. Зависимость свойств ниобатной пьезокерамики от примесного состава пентаоксида ниобия.// Изв. АН ССС, сер. Неорган. матер., 1988-Т. 24, №10. С. 1708-1715.

Работа выполнена при финансовой поддержке базовой части государственного задания (проект № 3.6371.2017/БЧ «Разработка физических основ создания нетоксичных сегнето (магнито) упорядоченных сред с гигантским СВЧ-поглощением электромагнитного излучения, высокими показателями пьезоэлектрической активности, диэлектрической управляемости и мультикалорического эффекта на основе гетерогенных наноструктурированных сред», по ЮФУ № БЧ0110-11/2017-35; проект № 3.6439.2017/БЧ «Принципы организации функциональных материалов с тороидальным магнитным упорядочением как основы квантовых запоминающих систем», по ЮФУ № БЧ0110-11/2017-36), стипендии Президента РФ №СП-3197.2016.3 и с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Электромагнитные, электромеханические и тепловые свойства твердых тел» НИИ физики Южного федерального университета.

****

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ $AL_{85}NI_{11-X}FE_XLA_4$

Бахтеева Н.Д.[1], Васильев А.Л.[2], Колобылина Н.Н.[2], Тодорова Е. В.[1]

[1] *Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, nbach@imet.ac.ru*

[2] *Научный исследовательский центр "Курчатовский Институт"*

THE MICROSTRUCTURE ANALYSIS OF THE TEMPERED $AL_{85}NI_{11-X}FE_XLA_4$ ALLOYS

Bakhteeva N.D., Kolobylina N.N., Todorova E.V., Vasil'ev A.L.

The microstructure of alloys based on the Al–La–Ni–Fe system, which are characterized by a unique ability to form metal glasses and nanoscale composites in a wide range of compositions, has been investigated. $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ and $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$ alloys have been analyzed by electron microscopy (including high-resolution scanning transmission electron microscopy), energy-dispersive X-ray microanalysis, electron diffraction (ED).

В 1988 г. был открыт новый класс алюминиевых сплавов Al–РМ–ПМ, где РМ – редкоземельный металл, а ПМ – переходной металл [1], отличающихся от традиционных способностью к формированию металлических стекол и наноразмерных композитов в широком диапазоне состава. При низких значениях плотности такие сплавы обладают уникальными механическими свойствами. Выбор легирующих компонентов – Ni, Fe и La – связан с тем, что именно сплавы Al–Ni–La характеризуются уникально широкой областью стеклообразования среди множества сплавов Al–РМ–ПМ [2], причем добавки Fe не только дополнительно увеличивают эту область, но и улучшают их механические характеристики [3]. Именно фазовый состав определяет механические свойства нанокомпозитов в системах Al–Ni–Fe–La. Однако микроструктура и фазовый состав сплавов Al–Ni–Fe–La исследованы недостаточно. В настоящей работе представлены результаты исследования микроструктуры сплавов $Al_{85}Ni_{11-x}Fe_xLa_4$ (где x = 2 или 4 ат. %).

Поликристаллические сплавы $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ и $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$ получены в виде слитков из расплава в условиях охлаждения на воздухе. Поверхность образцов была сошлифована механически и исследована в растровом электронно-ионном микроскопе (РЕИМ) Helios (FEI, США) при ускоряющем напряжении 2 кВ. Энергодисперсионный рентгеновский микроанализ (ЭДРМА) проводился в этом же приборе с помощью соответствующей приставки фирмы EDAX (США) при ускоряющем напряжении 15 кВ. Электронно-микроскопические исследования проводились в просвечивающем/растровом электронном микроскопе (ПЭМ/ПРЭМ) Titan 80-300 TEM/STEM (FEI, USA), оборудованном корректором сферической аберрации (корректором пробы), с ускоряющим напряжением 300 кВ.

Типичное изображение структуры образца $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$, полученное в оптическом микроскопе, представлено на рис. 1. Разный цвет, контраст и морфологические особенности частиц позволяют различить четыре фазы, представленные на рисунке. Изображение структуры $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$, полученное методом растровой электронной микроскопии (РЭМ), представлено на рис. 2, результаты ЭДРМА от различных фазовых составляющих – в таблице.

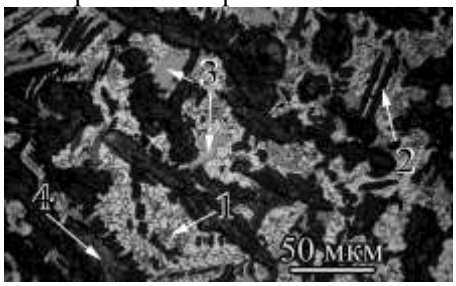


Рис. 1. Микроструктура сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ (оптическая металлография); 1 – Al, 2 – $Al_3Ni_{1-x}Fe_x$, 3 – $Al_{11}La_3$, 4 – $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$.



Рис. 2. Изображение поверхности образца сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$, полученное в РЭМ в режиме регистрации вторичных электронов; 1 – Al, 2 – $Al_3Ni_{1-x}Fe_x$, 3 – $Al_{11}La_3$, 4 – $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$.

Результаты исследования состава фаз, усредненные по двум сплавам в ат.%

Al, ат.%	Ni, ат.%	Fe, ат.%	La, ат.%	Фазы
95 ± 2	1 ± 0.5	<1	5 ± 1	Al

78 ± 2	16 ± 2	6 ± 2	1 ± 0.5	Al–Ni–Fe
72 ± 2	3 ± 2	2 ± 2	22 ± 2	Al–La
72 ± 2	8 ± 1	10 ± 1	9 ± 1	Al–Ni–Fe–La

Наиболее светлый контраст и огранку имеют частицы Al–La. Они имеют пластинчатую морфологию, и на срезе шлифа наблюдаются различные сечения этих частиц.

Светлопольное ПЭМ-изображение среза представлено на рис. 3. Исследования методами ЭДРМА совместно с электронной дифракцией (ЭД) однозначно указали на присутствие четырех типов фаз: ГЦК-Al, со структурой, принадлежащей ромбической сингонии $Al_{11}La_3$ [4, 5], со структурой, принадлежащей ромбической сингонии $Al_3Ni_{1-x}Fe_x$, изоструктурной Al_3Ni [6], и частиц с составом, близким к $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$. Частицы $Al_3Ni_{1-x}Fe_x$ имеют различную морфологию: чаще всего линейчатую с аспектным соотношением от 2 : 1 до 10 : 1, реже округлую, размером до 15 мкм. Результаты ЭДРМА свидетельствуют, что соотношение Al : Ni : Fe = 78 : 17 : 6 (в ат. %). Замещение атомов Ni атомами Fe статистическое, не упорядоченное. Параметры элементарной ячейки, определенные методом ЭД, были близки к параметрам интерметаллида Al_3Ni и равны a = 6.64(1), b = 7.34(1), c = 4.90(1) Å.

Светлопольное ПЭМ-изображение частицы с составом, близким к $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$, приведено на рис. 4а. На изображении видны плоские дефекты, их плотность сравнительно высока. Исследования с помощью ЭДРМА показали следующее соотношение концентрации элементов Al : Fe : Ni : La = 7.2 : 1.0 : 0.9 : 1.0. Электронограммы от выделенного участка одной из частиц $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ приведены на рис. 4б–4г. Расчеты электронограмм показали, что они с большой точностью совпадают с электронограммами соединения Al_8Fe_2Eu [7] с осями зон [001], [101] и [102], при условии частичной замены Fe на Ni и полной замены Eu на La/ Структура этого соединения принадлежит к ромбической сингонии с пр. гр. *Pbam* и параметрами элементарной ячейки a = 12.530(6), b = 14.503(4), c = 4.036(1) Å.

В результате исследуемую фазу можно описать формулой $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$, в которой, согласно данным ЭДРМА, x = 0.8–0.9. На электронограммах с осью зоны, параллельной направлениям [h0l]*, вдоль рефлексов в направлениях, параллельных оси b*, видны стержни, сформированные в результате отражения от плоских дефектов в перпендикулярном направлении. Это и есть дефекты, которые отображаются линиями на светлопольных ПЭМ-изображениях, т.е. это дискообразные дефекты с плоскостью габитуса, параллельной (010) кристаллической структуры.

Одно из таких изображений с осью зоны B = [001] представлено на рис. 5а, где самые яркие пятна соответствуют колонкам атомов La, так как именно атомы La имеют наибольший атомный номер Z. Менее интенсивными выглядят пятна, соответствующие атомам Ni и Fe. В областях изображений, соответствующих дефектам, нет самых интенсивных светлых пятен, соответствующих атомам La, поэтому можно допустить присутствие в области дефектов интерметаллидов Al–Ni, Al–Fe или Al–Ni–Fe. Стехиометрическое соотношение в этом интерметаллиде – Al : (Ni,Fe), вероятно, близко к соотношению между Al и остальными атомами в исследуемых частицах, а именно 8 : 3. Изображения дефектов с атомным разрешением можно прямо сопоставить со структурами интерметаллидов Al_3Ni [6], $Al_{5.4}Fe_2$ [8], $Al_{5.6}Fe_2$ [9], Al_3Fe [10], $Al_{13}Fe_4$ [11], $Fe_{4-x}Ni_xAl_{10}$ и $Fe_{2-x}Ni_xAl_9$ (τ2) [12] в определенных ориентациях. Такое сопоставление позволило определить наиболее близкий по структуре интерметаллид – Al_3Fe (моноклинная сингония, пр. гр. $C2/m$), который образует дискообразные дефекты – включения в виде δ-слоев в интерметаллид $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$.

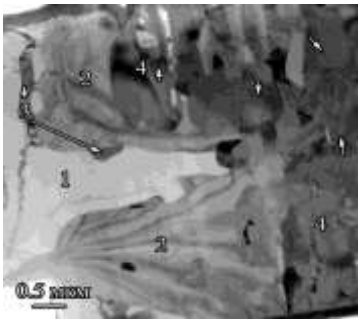
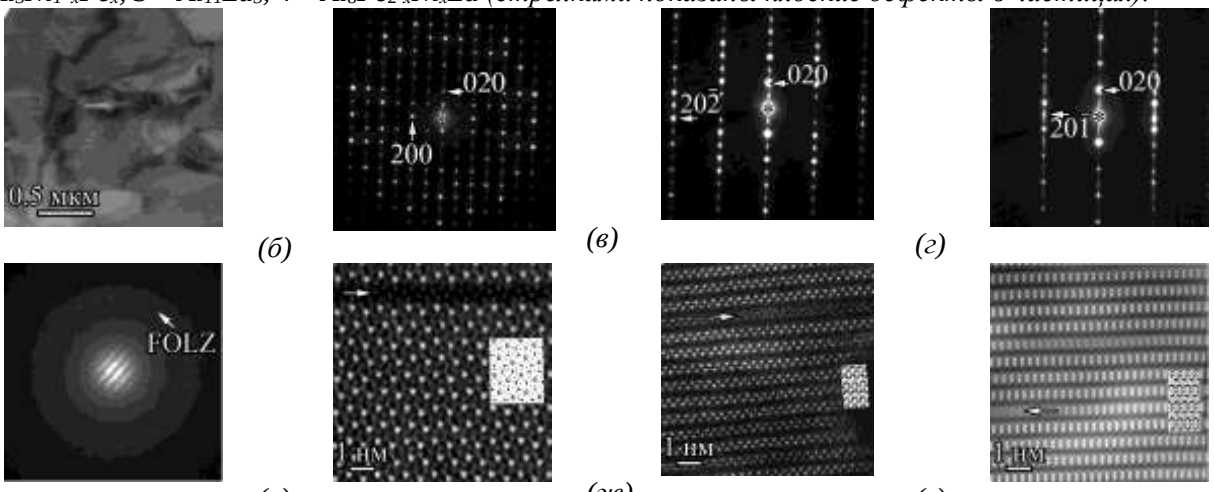


Рис. 3. Светлопольное ПЭМ-изображение микроструктуры сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$; 1 – Al, 2 –

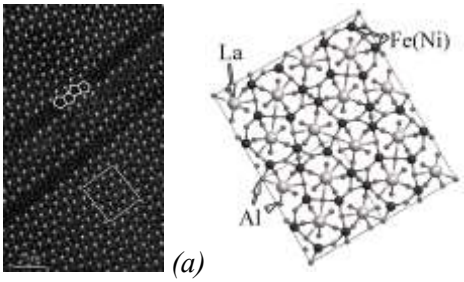
$Al_3Ni_{1-x}Fe_x$, 3 – $Al_{11}La_3$, 4 – $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ (стрелками показаны плоские дефекты в частицах).



(а) (б) (в) (г) (д) (е) (ж) (з)

Рис. 4. ПЭМ и ЭД частиц $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$: а – светлопольное ПЭМ-изображение частицы. Электронограммы от выделенной области частицы с различными осями зон: б – [001], в – [101], г – [102]; д – электронограмма, полученная в сходящемся пучке с осью зоны [102]. Темнопольные ПРЭМ-изображения с регистрацией электронов, рассеянных на большие углы, полученные в различных проекциях: е – (001), ж – (101), з – (102).

Таким образом установлено, что сплавы $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ и $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$ после кристаллизации являются многофазными. В их состав входят твердый раствор на основе алюминия и интерметаллиды трех типов: $Al_{11}La_3$; в тройная фаза $Al_3Ni_{1-x}Fe_x$, изоструктурная фазе Al_3Ni; четверная фаза $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$, изоструктурная фазе Al_8Fe_2Eu.



(а) (б)

Рис. 5. Темнопольное ПРЭМ-изображение, полученное при регистрации электронов, рассеянных на большие углы, кристаллической решетки фазы $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ с осью зоны B = [001]. Выделены 2 . 2 элементарные ячейки. В области включения Al_3Fe показаны пентагоны, образованные атомами Fe и Ni (а). Схема кристаллической решетки $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ в проекции (001) (б). Черными линиями показаны пентагоны, соответствующие пентагонам на экспериментальном изображении (а).

Литература

1. Y. He, J. Poons, and G. J. Shiflet, Science 241, 1640 (1988).

2. A. Inoue and A. Takeuchi, Mater. Sci. Eng. A 375–377, 16 (2004).

3. R. Li, W.-M. Wang, H.-J. Ma, et al., Nonferrous Met. Soc. China 21, 80 (2011).

4. I. I. Zalutskii and P. I. Kripyakevich, Dopovidi Akad. Nauk Ukrains'koi RSR, A: Fiz._Tekh. Mat. Nauki 362 (1967).

5. A. H. Gomes de Mesquita and K. H. J. Buschow, Acta Crystallogr. 22, 497 (1967).

6. A. J. Bradley and A. Taylor, Philos. Mag. 23, 1049 (1937).

7. M. B. Manyako, I. N. Stets, I. V. Kivach, et al., Dopovidi Akad. Nauk Ukrains'koi RSR, B: Geol. Khim. Biol. Nauki 39 (1983).

8. K. Schubert, U. Roesler, M. Kluge, et al., Naturwissenschaften 40 (16), 437 (1953).

9. U. Burkhardt, Yu. Grin, N. M. Ellner, and K. Peters, Acta Crystallogr. B 50, 313 (1994).

10. P. J. Black, Acta Crystallogr. 8, 43 (1955).

11. J. Grin, U. Burkhardt, M. Ellner, and K. Peters, Z. Kristallogr. 209, 479 (1994).

12. I. Chumak, K. W. Richter, and H. Ipser, Intermetallics 15, 1416 (2007).

****

СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $AL_{85}NI_7FE_4LA_4$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ОБРАБОТКИ

Бахтеева Н.Д.[1], Васильев А.Л.[2], Колобылина Н.Н.[2], Тодорова Е. В.[1]

[1] Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, nbach@imet.ac.ru

[2] Научный исследовательский центр "Курчатовский Институт"

THE STRUCTURE AND HARDNESS OF POLYCRYSTALLINE $AL_{85}NI_7FE_4LA_4$ ALLOY AT DIFFERENT TYPES OF TREATMENT

Bakhteeva N.D., Kolobylina N.N., Todorova E.V., Vasil'ev A.L.

This work was aimed at experimental investigation of the impact of plastic deformation and fast charged particles (carbon ion irradiation) on the $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ alloy structure and microhardness in polycrystalline state.

Исследован сплав $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ в поликристаллическом состоянии, полученный в виде слитка в условиях охлаждения на воздухе. Пластины толщиной 300мкм деформировали при комнатной температуре в камере Бриджмена при гидростатическом давлении 8 ГПа и угле поворота подвижной наковальни $\varphi=360°\times n$ (где n=1, 3, 6, 10), а также облучали ионами углерода $^{12}C^{+3}$ с энергией 38 МэВ флюенсом $F=5\cdot10^{16}$ част/см^2.

В поликристаллическом закаленном сплаве наряду с описанными в [1] фазами - твердым раствором ГЦК-Al, интерметаллидами $Al_3(Ni,Fe)$, $Al_{11}La_3$ (аналог Al_4La), обнаружены новые интерметаллидные фазы, ранее в подобных сплавах не наблюдавшиеся - $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ и $Al_9Fe_{2-x}Ni_x$. На рентгеновской дифрактограмме закаленного поликристаллического образца, были идентифицированы следующие пики интенсивности, подтверждающие наличие шести фаз в поликристаллическом сплаве: гцк Al, $Al_{11}La_3$, $Al_{3,2}Fe$, $Al_3(Ni,Fe)$, $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$, $Al_9Fe_{2-x}Ni_x$. Фаза $Al_{3,2}Fe$ (аналог Al_3Fe) в небольшом количестве электронно-микроскопически обнаружена в виде дефектов в четырехкомпонентном интерметаллиде $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ [2]. Фазы $Al_{11}La_3$, $Al_3Ni_{1-x}Fe_x$ и твердый раствор Al могут быть как первичными выделениями, так и являться составляющими трехфазной эвтектики в сплаве. Микротвердость сплава в поликристаллическом состоянии составила 216 HV.

Фазовый состав поликристаллического сплава после облучения ионами углерода $^{12}C^{+3}$ с энергией E=38 МэВ и флюенсом $F=5\cdot10^{16}$ ион/см^2 остается неизменным. В сплавах после облучения присутствуют все фазы, описанные ранее для исходного поликристаллического состояния : ГЦК-Al и интерметаллидные фазы $Al_{11}La_3$, $Al_{3,2}Fe$, $Al_3(Ni, Fe)$, $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$, $Al_9Fe_{2-x}Ni_x$. Методом РФА на поверхности зафиксировано наличие углерода, что неудивительно после облучения ионами этого элемента. Неизменность фазового состава свидетельствует о высокой стабильности поликристаллической многофазной структуры к воздействию облучения. Проведенный точечный энергодисперсионный микроанализ подтвердил результаты исследования РФА [3]. Твердость сплава после облучения осталась неизменной.

После деформации сдвигом под давлением (ИПД) с увеличением степени деформации на рентгенограммах наблюдали снижение интенсивности всех пиков, полученных отражением от различных фаз, при этом их ширина заметно увеличивалась (рис. 1). Указанные эффекты, обусловлены наклепом, измельчением зерен и частичным растворением интерметаллидов. По данным РСА структура сплава во всем интервале исследованных параметров деформации имеет трехфазное состояние ($Al+Al_3Ni+Al_{11}La_3$). Новые фазы в образцах после ИПД обнаружить не удалось. По данным ЭМ в образцах сформирована нанокристаллическая многофазная структура.

Фазовый анализ дифракционных картин показал, что в нанокристалической структуре наряду с хаотично ориентированными нанозернами алюминиевого твердого раствора присутствуют наноразмерные интерметаллиды Al_3Ni и $Al_{11}La_3$. На светлопольных ПЭМ-изображениях в зернах наблюдали контраст типа полос смещения [4], представляющий собой муаровый узор от двух наложенных друг на друга кристаллических решеток с различными параметрами. Границы зерен четко не определяются. Внутри зерен дифракционный контраст неоднородный, что указывает на высокий уровень внутренних напряжений. Так как высокой плотности дислокаций в объеме нанозерен не наблюдали, повышенный уровень напряжений, вероятно, обусловлен неравновесными

большеугловыми границами зерен [5]. Процессы фрагментации, сфероидизации и частичного растворения обусловлены диффузией легирующих элементов в твердом растворе алюминия. Коэффициенты диффузионной подвижности атомов возрастают с ростом плотности дефектов деформационного происхождения. Частичное растворение интерметаллидов приводит к дополнительному легированию и пересыщению твердого раствора алюминия по легирующим элементам. Сфероидизация частиц при ИПД оправдана с точки зрения минимизации общей свободной энергии системы. Совокупность фаз сферической морфологии приводит к снижению энергии поверхностей раздела, обеспечивая сплавам наиболее стабильное структурное состояние.

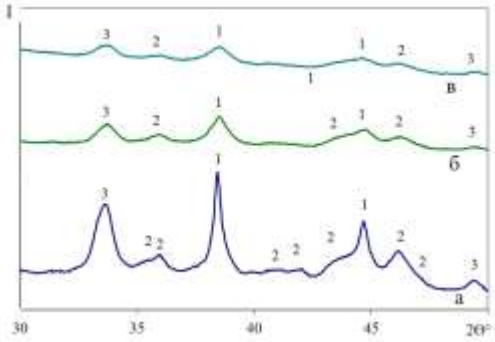


Рис. 1. Дифрактограммы поликристаллического сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ после ИПД. Обозначения: 1-Al, 2 - $Al_{11}La_3$, 3 - Al_3Ni; а - 8ГПа, n=1; б - 8 ГПа, n=3; в - 8 ГПа, n=10.

По мере увеличения угла закручивания от 1 до 6 полных оборотов наковальни дифракционная многокольцевая картина сохраняется. На кольцах различимы отдельные точечные рефлексы, азимутальное размытие которых увеличивается по мере увеличения степени деформации. Зерна сохраняют признаки полиэдрической огранки. При увеличении деформации до величины, соответствующей φ=360ºx10, тип многокольцевой дифракционной картины сохраняется, однако отдельные рефлексы на концентрических окружностях становятся практически не различимы. Это свидетельствует об измельчении зерен и росте разориентации на их границах. После максимальной степени деформации зерна приобретают практически идеальную сферическую форму. Формируется структура типа микродуплекс в наномасштабном диапазоне размеров зерен. Форма и размеры зерен всех фаз, формирующихся в сплавах при ИПД, одинаковы. Сферическая форма нанозерен и отсутствие какого-либо заметного повышения плотности дислокаций в объеме зерен после ИПД свидетельствуют о реализации деформации прежде всего по механизму межзеренного проскальзывания [1].

Зависимость микротвердости сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ в поликристаллическом состоянии от степени деформации при ИПД 8 ГПа

n, оборотов	0	1	3	6	10
HV10	216	492	553	575	469

После ИПД микротвердость сплавов в поликристаллическом состоянии значительно выше ее значений в исходном (без деформации) состоянии. Максимальную твердость 575 HV имеют образцы после ИПД при φ=360°×6.

Литература

1. N.D. Bakhteeva, E.V. Todorova, A.L.Vasil'ev, Structure of Polycrystalline Al-Ni-Fe-La Alloys after Quenching and Plastic Deformation by Shear under Pressure, Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2013, № 3, pp.206-216.

2. A.L. Vasil'ev, A. G. Ivanova, N. D.Bakhteeva, Microstructure of the Al-La-Ni-Fe System Crystallography Reports. V. 60. Iss.1. P. 23-29. 2015.

3. Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Иванова А.Г., и др. Структурные превращения в сплаве $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ в условиях облучения ионами углерода Перспективные материалы. 2016. № 9. С. 35-44.

4. Хирш П., Хови А., Николсон Р., и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968, 548 с.

5. Лузгин Д.В. Аморфные и нанокристаллические материалы на основе алюминия. МиТОМ, 2011, №10, с.12-17.

****

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ CR-NI АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Аккузин С.А.[1], Литовченко И.Ю.[1, 2], Салова Ю.С.[1], Тюменцев А.Н.[2]

[1] Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет, s.a.akkuzin@gmail.com, julia__s@mail.ru; [2]Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, litovchenko@spti.tsu.ru, tyuments@phys.tsu.ru

THERMAL STABILITY OF SUBMICROCRYSTALLINE STRUCTURE OF METASTABLE CR-NI AUSTENITE STEEL

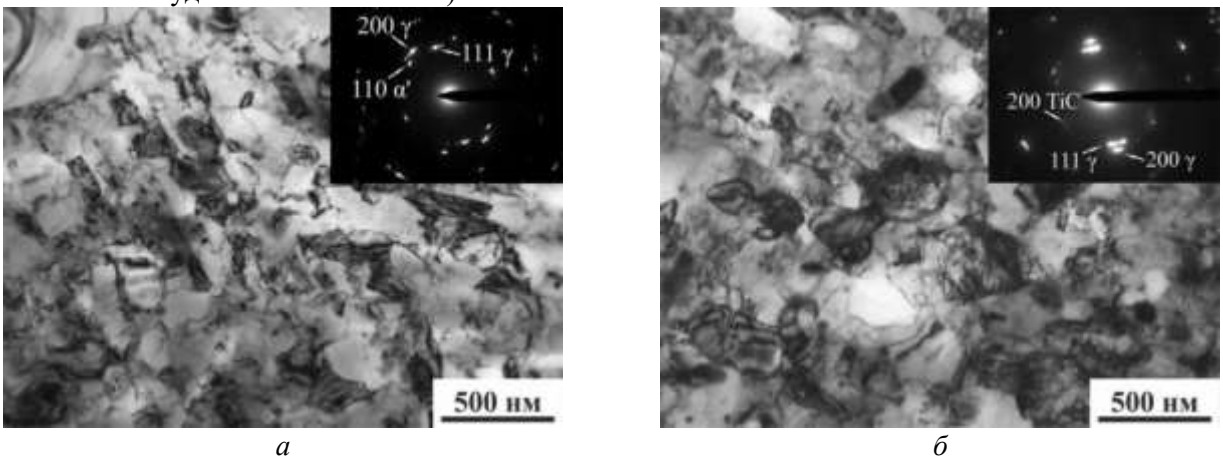
S.A. Akkuzin, I.Yu. Litovchenko, Yu.S. Salova, A.N. Tyumentsev

It is shown that the submicrocrystalline austenite structure obtained by thermomechanical treatments with low-temperature and subsequent warm rolling deformation is retained at annealing up to 600 °C. These structural states provide yield strengths of ≈ 650 – 695 MPa.

В работе исследована термическая стабильность микроструктуры и механических свойств метастабильной аустенитной стали Fe-18Cr-10Ni-Ti после термомеханической обработки, состоящей из низкотемпературной, теплой деформации и последующего отжига. Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа изучены особенности структурно-фазовых состояний стали после термомеханической обработки и после испытаний на термическую стабильность. Механические свойства были исследованы в процессе активного растяжения при T = 20 °C на образцах в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 13×2×1 мм.

В результате низкотемпературной и последующей теплой деформации была сформирована субмикрокристаллическая ламельная структура, с содержанием α'-мартенсита до 28%. Средний размер ламелей составлял ≈ 200 нм в ширину. В отдельных ламелях были обнаружены тонкие (~ 10 – 20 нм) нанодвойники, дефекты упаковки, а также высокая плотность дислокаций. Указанная структура была получена в результате прямых (γ → α')- и обратных (α' → γ)-мартенситных превращений в условиях пластической деформации [1 – 3].

Последующий кратковременный (200 с) отжиг при T = 800 °C в большей степени реализует обратное (α' → γ)-превращение, содержание аустенита возрастает до 95%. При этом сохраняется субмикрокристаллическое структурное состояние, в котором помимо ламельных фрагментов наблюдаются равноосные фрагменты с низкой плотностью дислокаций (рис. 1 *а*). В этом состоянии получены достаточно высокие прочностные (предел текучести ~ 795 – 870 МПа) и пластические (относительное удлинение ~ 14 – 24%) свойства.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура стали: а – после термомеханической обработки; б – после испытаний на термическую стабильность при T = 600 °C, 1 ч.

Характерной особенностью полученного структурного состояния после термомеханической обработки является наличие ламельной аустенитной структуры субмикрокристаллического масштаба, подобной структуре пакетного α'-мартенсита. Кроме того, в аустените обнаружены как

микродвойники, так и нанодвойники деформации. В отдельных областях наблюдаются дисперсные карбиды TiC со средним размером ≈ 5 – 10 нм. Методом рентгеноструктурного анализа карбиды TiC не обнаружены, следовательно, их объемная доля не превышает 1%.

Термическую стабильность субмикрокристаллической структуры изучали путем отжигов длительностью 1 ч в температурном интервале T = 500 – 900 °C (рис. 2). В процессе отжигов при T ≤ 600 °C в течение 1 ч значения предела текучести сохраняются на уровне 650 –695 МПа, что ≈ 100 – 220 МПа ниже, чем значения после термомеханической обработки (рис. 2). Размеры элементов (зерен и субзерен) субмикрокристаллической структуры после отжига при T = 600 °C меняются незначительно (рис 1 *б*). Наблюдается некоторое увеличение количества зерен с малой плотностью дефектов, обнаруживается мелкодисперсные (до 30 нм) частицы TiC.

Из приведенной зависимости предела текучести от температуры отжига (рис. 2) видно, что при более высокой температуре (700 °C) начинается резкое падение значений предела текучести. При повышении температуры отжига до 800 – 900 °C происходит снижение прочностных свойств до уровня, близкого к исходным значениям (предел текучести в исходном состоянии ≈ 260 – 280 МПа). Это связано с развитием интенсивной рекристаллизации и возврата с существенным ростом размеров фрагментов аустенита (до нескольких мкм) и частиц TiC (до 200 – 300 нм).

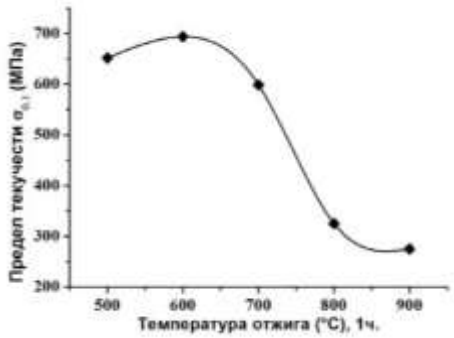


Рис. 2. Термическая стабильность механических свойств после термомеханической обработки.

Таким образом, полученная субмикрокристаллическая структура после термомеханической обработки сохраняет свою стабильность при отжигах до 600 °C. Механические свойства при этом также остаются на достаточно высоком уровне, – в 2 раза превышая исходные значения. Снижение предела текучести в процессе отжигов при указанной температуре может быть обусловлено процессами возврата. Рекристаллизация при этом не происходит, размеры субмикрокристаллической структуры существенно не изменяются. Более высокая температура (T ≥ 700 °C) отжига приводит к существенному падению прочностных свойств и развитию процессов рекристаллизации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-08-07416-а.

Литература:

1.Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. The features of microstructure and mechanical properties of austenitic steel after direct and reverse martensitic transformations // AIP Conference Proceedings. – 2015. – V. 1683. – P. 020123-1–020123-4; doi: 10.1063/1.4932813.

2. Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N. The effect of thermomechanical treatments modes on the structural-phase states and mechanical properties of metastable austenitic steel // AIP Conference Proceedings. – 2016. – V. 1783. – P. 020001-1–020001-4; doi: 10.1063/1.4966294.

3. Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н., Найден Е.П. Особенности микроструктуры и механические свойства метастабильной аустенитной стали после низкотемпературной и последующей теплой деформации // Известия вузов. Физика. – 2016. – Т. 59. – № 6. – С. 25 –29.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ РАСПЛАВА В ЖИДКОСТИ

Никулин Д.С. [1], Иванова Л.Д [2]., Петрова Л.И. [2], Гранаткина Ю.В. [2], Нихезина И.Ю. [2], Мальчев А.Г. [2]

**Россия, Москва, Зеленоград, ООО «Термоэлектрические инновационные технологии», d.nikulin@termointech.ru*

***Россия, Москва, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, ivanova@imet.ac.ru*

MECHANICAL AND THERMOELECTRIC PROPERTIES OF BISMUTH AND ANTIMONY HALCOGENIDES SOLID SOLUTIONS OBTAINED BY MELT GRANULATION IN LIQUID

Nikulin D.S., Ivanova L.D., Petrova L.I., GranatkinaYu.V., Nikhezina I.Yu., Malchev A.G.

The mechanical and thermoelectric properties of extruded samples from granules obtained by solidification of melt Bi_2Te_3–Sb_2Te_3 (*p*-type conductivity) and Bi_2Te_3–Bi_2Se_3 (*n*-type conductivity) solid solutions in liquid and crushed in a ball mill or in mortar were studied. The microstructure and the morphology of fracture surfaces the samples we have studied using optical and scanning electron microscopy. The mechanical properties the samples have been studied using compression tests at temperatures 27, 150 and 250°C. The thermoelectric properties (Seebeck coefficient, electrical conductivity and thermal conductivity) have been measured at 27°C. At room temperature the strength extruded materials from granules crushed in a ball mill $\sigma_в$ - 145 MPa (*p*-type conductivity) and $\sigma_в$ - 260 MPa (*n*-type), the figure of merit ZT = 1.2 for samples *p*-type conductivity and ZT = 0.8 for samples *n*-type conductivity.

Таблица 1. Предел прочности $\sigma_в$, относительная деформация $\varepsilon_в$ и коэффициент упрочнения $d\sigma/d\varepsilon$ при сжатии образцов $Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te_3$ p-типа проводимости (№№ 1, 2) и $Bi_2Te_{2.4}Se_{0.6}$ n-типа проводимости (№№ 3, 4) при 27°C, 150°C и 250°C

№№ обр.	$T_{кр}$, °C	Измельчение гранул	$\sigma_в$, МПа			$\varepsilon_в$, %			$d\sigma/d\varepsilon$, ГПа		
			27°C	150°C	250°C	27°C	150°C	250°C	27°C	150°C	250°C
1	27	С	110	148	130	0.7	1.1	1.4	16	13	9
2	27	ПМ	145	135	170	0.8	1.2	1.8	18	11	9
3	27	С	190	170	152	0.9	1.2	1.3	21	14	12
4	-95	ПМ	260	205	190	1.2	1.5	2.0	22	14	9

Материалы на основе твердых растворов Bi_2Te_3–Sb_2Te_3 дырочного (*p*) и Bi_2Te_3–Bi_2Se_3 электронного (*n*) типов проводимости, используемые в термоэлектрических преобразователях энергии, получали из гранул приготовленных быстрой кристаллизацией расплава в жидкости при температурах 27 и -95°C с применением индукционной литьевой установки [1]. Образцы изготавливали экструзией из гранул, измельченных в планетарной мельнице (ПМ) в течение 40 минут в среде газообразного азота или на воздухе в ступке (С).

Испытания на сжатие проводили на воздухе на универсальной испытательной машине «Instron-5800» со скоростью перемещения траверсы 1 мм/мин, скорость нагружения - 1 мм/мин. Для испытаний на сжатие образцы размером 5×5×15 мм вырезали по длине прутков в направлении экструзии. Полученные результаты для $Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te_3$ *p*-типа проводимости и $Bi_2Te_{2.4}Se_{0.6}$ *n*-типа проводимости приведены в табл. 1.

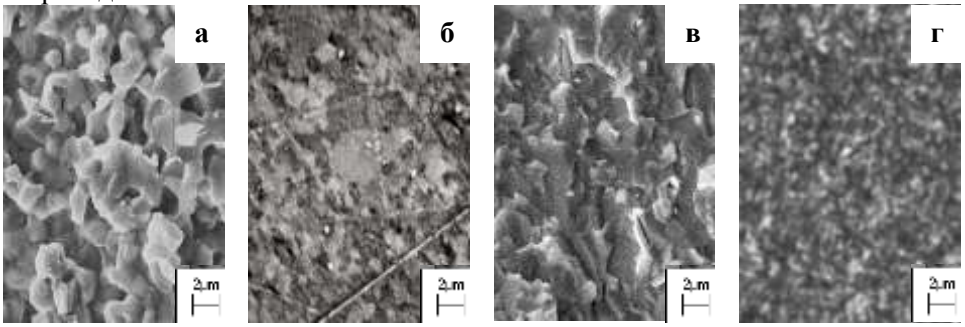


Рис. 1. Структура сколов образцов после деформации сжатием при комнатной температуре:

а,б – № 2; в, г – № 4; а, в – сканирующая электронная; б, г – оптическая микроскопия. Номера образцов соответствуют табл. 1

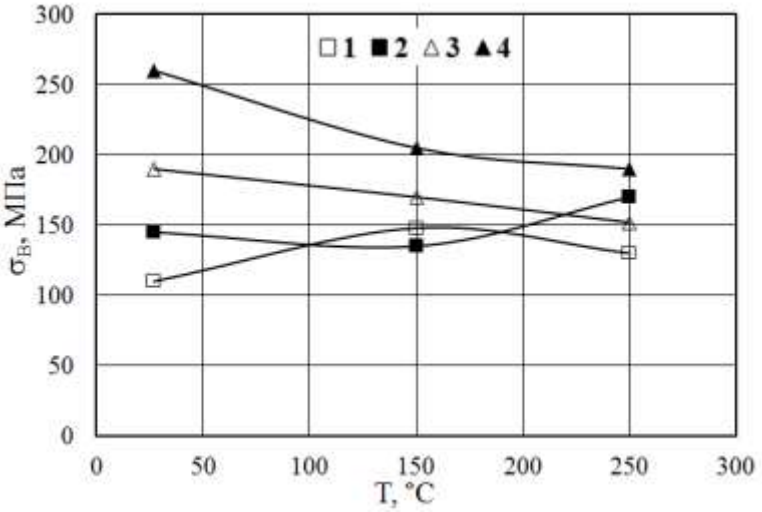


Рис. 2. Температурные зависимости пределов прочности при сжатии образцов p- и n-типа проводимости. Номера образцов соответствуют табл. 1

Таблица 2. Коэффициент Зеебека, электропроводность, теплопроводность и коэффициент термоэлектрической добротности при 27°С. Номера образцов соответствуют табл. 1.

№№ образцов	α, мкВ/К	σ, См/см	κ x10^3, Вт/смК	κ_p 10^3, Вт/смК	*ZT*
1	221	862	10.8	6.7	1.2
2	203	1125	11.6	6.2	1.2
3	-175	1378	15.4	8.6	0.8
4	-232	702	13.5	10.2	0.8

Установлено, что образцы *n*-типа проводимости имеют более высокие значения пределов прочности, возможно за счет более мелкого зерна, чем у образцов *p*-типа проводимости (рис. 1).

Фрактографические исследования сколов образцов после разрушения сжатием, проведенные на растровом электронном микроскопе (рис. 1, а, в), и микроструктуры шлифов этих сколов полученные на оптическом металлографическом микроскопе (рис. 1, б, г) показали, что структура образцов состоит из ориентированных вдоль направления экструзии зерен с размерами менее 2 мкм. В образцах *p*-типа проводимости имеются мелкие выделения эвтектики на основе теллура, что может снижать их прочностные характеристики по сравнению с образцами *n*-типа проводимости.

С увеличением температуры испытания не наблюдалось значительного уменьшения пределов прочности материалов (рис. 2).

Термоэлектрические свойства: коэффициент Зеебека, α, электропроводность, σ, теплопроводность общая, κ, решеточная κ_p и коэффициент термоэлектрической добротности $ZT = \alpha^2\sigma T/\kappa$ образцов, измеренные при комнатной температуре, приведены в табл. 2.

Исследованные материалы кроме высокой механической прочности ($\sigma_в$ = 145 и 260 МПа для образцов *p*- и *n*-типа проводимости, соответственно) обладают высокими значениями коэффициентов термоэлектрической добротности при комнатной температуре. Для материалов *p*-типа проводимости *ZT* составляет 1.2, для материалов *n*-типа проводимости – 0.8.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 16-08-00033 «Высокоэффективные наноструктурные термоэлектрические материалы, получаемые быстрой закалкой расплава в жидкость и спиннингованием расплава».

Литература:

1. Иванова Л.Д., Петрова Л.И., Гранаткина Ю.В., Никулин Д.С., Райкина О.А. Кристаллизация и механические свойства твердых растворов халькогенидов висмута и сурьмы // Неорганические материалы. 2016. Т. 52. № 3. С. 289−296.

****

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И БАРИЧЕСКИХ ОБРАБОТКАХ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

gea@issp.ac.ru

CHANGE OF AMORPHOUS ALLOY STRUCTURE UNDER DEFORMATION AND BARIC TREATMENT

G.Abrosimova, A.Aronin

Amorphous-nanocrystalline alloys have a complex of high physic-chemical properties that differ from those of both amorphous and traditional crystalline materials. The properties of alloys depend significantly on the parameters of the microstructure: the fraction of the amorphous and crystalline phases, the type of crystal structure and the size of the nanocrystals, their morphology and distribution in the sample, the presence or absence of texture, etc. The structural features, in turn, are determined both by the chemical composition of the alloys and by the conditions of their processing.

The influence of deformation and pressure treatment on the structure of amorphous Al-, Fe- and Co-based alloys was studied by X-ray diffraction, scanning and transmission electron microscopy. Amorphous Al-Ni-Y alloys containing 88 at.% Al and different ratios of nickel and yttrium (1: 1, 5: 1), $Al_{88}Ni_7La_5$, $Fe_{78}Si_{13}B_9$, $Co_{77}Cr_{12}Zr_{11}$ were prepared by rapid quenching on a fast moving substrate. The choice of mentioned alloys as the objects of investigation was due to the essentially different elastic characteristics of these metals (the Young's modulus, the shear modulus), which makes it possible to evaluate the influence of the elastic constants of the material on the transformation of the structure under the action of deformation. As a deformation treatment, repeated rolling and baric treatment were used. During pressure treatment, the samples were placed in a high-pressure cell and held at pressures of 5-8 GPa for 30-60 minutes. Under these conditions, the impacts were close to hydrostatic. Both rolling and holding under pressure were carried out at room temperature.

It was found that changes in the structure of the amorphous phase for both types of action depend significantly on the composition of the alloybecause of different elastic constants of the material. In the alloys of the Al-TM-RE (TM transition metal, RE-rare earth) systems, the structure changes also depend on the concentration of the rare-earth component. Depending on the composition of the alloy, the treatments used can lead to

- separation of the amorphous phase with the formation of regions differing in the type of short-range order and composition (nanoglass),
- the formation of nanocrystals; the size of the nanocrystals depends on the processing conditions and composition of the alloy,
- preservation of the structure without visible changes.

The proportion of the nanocrystalline component in the amorphous-nanocrystalline structure depends on the type of treatment and its parameters. The features of the formation of nanostructures under deformation and pressure effects on the amorphous phase are discussed.

Аморфно-нанокристаллические сплавы обладают комплексом высоких физико-химических свойств, отличающихся от свойств и аморфных и традиционных кристаллических материалов. Свойства сплавов существенным образом зависят от параметров микроструктуры: доли аморфной и кристаллической фаз, типа кристаллической структуры и размеров нанокристаллов, их морфологии и

распределению в образце, наличии или отсутствии текстуры и т.д. Особенности структуры, в свою очередь, определяются как химическим составом сплавов, так и условиями их обработки.

Методами рентгенографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние деформации и барической обработки на структуру аморфных сплавов на основе алюминия, железа и кобальта. Аморфные образцы сплавов Al-Ni-Y, содержащие 88 at.% алюминия и разное соотношение никеля и иттрия (1:1, 5:1), $Al_{88}Ni_7La_5$, $Fe_{78}Si_{13}B_9$, $Co_{77}Cr_{12}Zr_{11}$ были получены скоростной закалкой расплава на быстродвижущуюся подложку в виде лент толщиной 30-40 мкм. Выбор в качестве объектов исследования сплавов на основе Al, Fe и Co был обусловлен существенно разными упругими характеристиками указанных металлов (модуля Юнга, модуля сдвига), что позволяет оценить влияние упругих констант материала на трансформацию структуры под действием деформации. В качестве деформационной обработки использовалась многократная прокатка и барическая обработка. При барической обработке образцы закладывались в ячейку высокого давления и выдерживались при давлениях 5 - 8 GPa в течение 30-60 минут. При этих условиях воздействия были близкими к гидростатическим. И прокатка, и выдержка под давлением осуществлялись при комнатной температуре.

Было установлено, что изменения структуры аморфной фазы при обоих типах воздействия существенно зависят от состава сплава, что обусловлено разными упругими константами материала. В сплавах систем Al-TM-RE (TM – переходный металл, RE – редкоземельный металл) изменения структуры зависят также от концентрации редкоземельного компонента. В зависимости от состава сплава использованные обработки могут приводить к

- расслоению аморфной фазы с образованием областей, различающихся по типу ближнего порядка и составу (наностекло),
- образованию нанокристаллов, размер которых зависит от условий обработки и состава сплава,
- сохранению структуры без видимых изменений.

Доля нанокристаллической составляющей в аморфно-нанокристаллической структуре зависит от типа обработки и ее параметров. Обсуждаются особенности формирования наноструктур при деформационном и барическом воздействии на аморфную фазу.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты 16-03-00505, 17-43-500809)

****

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ α- И ПСЕВДО-α МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Козлова Н.А.[1], Нохрин А.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[1,2], Тряев П.В.[1], Чегуров М.К.[1], Берендеев Н.Н.[1], Мурашов А.А.[1], Михайлов А.С.[3], Ершова А.В.[3], Грязнов М.Ю.[1], Мелехин Н.В.[1]

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

[3] Россия, АО «ОКБМ Африкантов», ptryaev@okbm.nnov.ru

A STUDY OF MECHANICAL PROPERTIES AND CORROSION RESISTANCE OF α- AND NEAR-α FINE-GRAINED TITANIUM ALLOYS

Kozlova N.A., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Tryaev P.V., Chegurov M.K., Berendeev N.N., Murashov A.A., Mikhaylov A.S., Ershova A.V., Gryaznov M.Yu., Melekhin N.V.

Conducted investigations of mechanical properties and resistance to hot salt corrosion of fine-grained industrial PT3V titanium alloys (Ti-5Al-2V) and PT7M (Ti-2.5 Al-2.Zr), fine-grained structure which were formed by the method of rotary forging with annealing. It is shown that the thermal stability of the mechanical properties and the nature of the hot salt corrosion of titanium alloys is determined by the nature of the change of the particle β-phase during deformation and annealing. It is established that the alloy PT7M additional contribution to accelerated corrosion failure of the stroke makes the arrangement of the particles β-phase, which is an additional microgalvanic pairs.

В качестве объекта исследования выступали титан ВТ1-0, титановый сплав ПТ3В состава Ti-4.73%Al-1.88%V и титановый псевдо-α сплав ПТ7М состава Ti-(2.13-2.23)%Al-(2.54-2.85)%Zr. Обработку сплавов проводили методом ротационной ковки при комнатной температуре с использованием ротационно-ковочной машины фирмы R5-4-21 HIP «Heinrich Muller Maschinfabrik».

Проведенные исследования показали после ротационной ковки (РК) во всех сплавах формируется сильно неоднородная субзеренная структура, при этом степень деформации распределяется неравномерно по продольному и поперечному сечениям образцов. Результаты измерений микротвердости показывают, что на прутках титана и титановых сплавов полученных методом РК максимальное упрочнение наблюдается в поверхностных слоях толщиной 0.1-0.5 мкм. Сердцевина прутков упрочняется значительно ниже. Степень упрочнения зависит от степени деформации в процессе РК. Следует также отметить, что влияние степени предварительной деформации прослеживается и при анализе процессов рекристаллизации в образцах титановых сплавов – после отжига в интервале температур отжига до 700 ºС поверхностный слой образцов имеет более мелкозернистую структуру, чем центральная часть образца.

Проведены исследования механических свойств и стойкости к горячей солевой коррозии мелкозернистых промышленных титановых сплавов ПТ3В и ПТ7М, мелкозернистая структура в которых была сформирована методом РК с последующими отжигами. Установлено, что в сплаве ПТ7М дополнительный вклад в ускоренное коррозионное разрушение вносит строчечное расположение частиц β-фазы, являющихся дополнительными микрогальваническими парами. Отмечено, что характер горячей солевой коррозии титановых сплавов зависит от времени и температуры испытания – при малых временах испытаний процесс коррозии имеет равномерный или язвенный характер, при больших временах испытаний развивается межкристаллитная коррозия (МКК) (одновременно с язвенной коррозией), а при дальнейшем повышении температуры испытания на поверхности сплавов образуется плотная оксидная пленка и процесс коррозии прекращается. Проведенные исследования показывают, что существует пороговая степень деформации, менее которой горячая солевая коррозия имеет характер общей или язвенной коррозии, а при превышении которой – начинает развиваться МКК.

Показано, что титан ВТ1-0 не обнаруживает склонности к межкристаллитной горячей солевой коррозии ни в одном из исследованных структурных состояний (исходное состояние, состояние после РК на различные степени деформации, состояние после РК и различных отжигов) во всем исследуемом интервале режимов испытаний (температуры испытаний от 150 ºС до 320 ºС, время

испытаний до 150 часов до 520 часов, наличие и отсутствие потока кислорода в испытательную ячейку, различная влажность воздуха в испытательной ячейке и др.). Во всех исследованных случаях титан коррозия титана была незначительна и имела общий равномерный характер.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №16-13-00066.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ И ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ, ЛЕГИРОВАННЫХ СЕРЕБРОМ

Нохрин А.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[1,2], Пискунов А.В.[1], Бобров А.И.[1], Терентьев А.В.[1], Ланцев Е.А.[1], Короткова В.В.[1], Мурашов А.А.[1]

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

STUDY OF THERMAL STABILITY OF FINE-GRAINED STRUCTURE OF COPPER AND CHROME BRONZE, ALLOYED WITH SILVER

Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Piskunov A.V., Bobrov A.I., Terentyev A.V., Lantsev E.A.[1], Korotrova V.V., Murashov A.A.

Experimental studies of the thermal stability of the structure and microhardness of copper deformed with different silver content, obtained by ECAP. Alloying with silver leads to an increase of the star temperature of primary recrystallization of deformed copper from 180 ° C to 350 ºC, the decrease in the intensity of recrystallization and increase of activation energy of recrystallization Q_R from ~5 kT_m ~11 kT_m. It is established that the doping with silver reduces the intensity of decomposition of the solid solution, the decomposition of the solid solution in the deformed alloys Cu-Cr-Ag is associated with the release of chromium particles in the cores of dislocations, and silver leads to the increase of the activation energy of decomposition of the solid solution.

В качестве объекта исследований выступала высокочистая медь М00к, сплавы системы Cu-Ag (Cu-0.1Ag, Cu-0.25Ag, Cu-0.5Ag) и Cu-Cr-Ag (Cu-0.4Cr-0.1Ag, Cu-0.4Cr-0.5Ag), полученные методами индукционного литья с последующей холодной деформацией прокаткой и равноканальным методом РКУП. РКУП сплавов Cu-Ag осуществлялось при комнатной температуре (число циклов РКУП составляло N=4), сплавов Cu-Cr-Ag – при температуре 450 ºС (число циклов N=2). Целью работы являлось исследование влияния серебра на термическую стабильность зеренной структуры и термическую твердого раствора хрома в сильнодеформированной высокочистой меди.

Проведены экспериментальные исследования процесса рекристаллизации при отжиге деформированной прокаткой меди и сплавов системы Cu-Ag. Показано, что «введение» серебра в медь (до 0.5%) приводит к повышению температуры начала рекристаллизации T_1, обусловленное повышением энергии активации процесса зернограничной диффузии, от 225℃ до 400℃ для степени деформации 65%, и от 200℃ до 350℃ для степени деформации 95%. С использованием уравнения Аврами были рассчитаны значения энергии активации первичной и собирательной рекристаллизации при отжиге прокатанной меди на основании анализа зависимостей объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига. Установлено, что легирование мелкозернистой меди серебром (до 0.5%) приводит к повышению энергии первичной рекристаллизации Q_{R1} от 6.5 kT_m до 16.3 kT_m для образцов со степенью деформации 65%. Энергия активации Q_{R1} для образцов подвергнутых деформации до степени 95% оказывается немного меньше и с повышением содержания Ag от 0 до 0.5% увеличивается от 5.9 kT_m до 13.8 kT_m. Энергия активации Q_{R2} при этом повышается от 7.9-8.7 kT_m до 13.2-13.9 kT_m и слабо зависит от степени предварительной деформации.

Аналогичные результаты получены при исследовании термической стабильности ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов Cu-Ag, полученных методом РКУП. Показано, что введение 0.5%Ag приводит к повышению температуры начала рекристаллизации УМЗ меди от 175 ºС до 350 ºС и температуры окончания рекристаллизации от 250 ºС до 425 ºС. Анализ зависимостей объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига с использованием уравнения Аврами показывает, что легирование УМЗ меди серебром приводит к повышению Q_{R1} от 4.9 kT_m до 11 kT_m.

Идентификацию механизма распада твердого раствора хрома в меди проводили на основании анализа зависимостей удельного электросопротивления от времени отжига с использованием уравнения Мела-Аврами-Джонса-Колмогорова. Показано, что в УМЗ бронзах Cu-Cr и Cu-Cr-Ag интенсивность процесса распада твердого раствора определяется интенсивностью выделения частиц хрома на границах зерен в области низких температур и малых времен отжига, и процессом выделения частиц хрома на ядрах решеточных дислокаций в условиях одновременно протекающих процессов возврата и рекристаллизации – при повышенных температурах и/или временах отжига. Установлено, что легирование УМЗ бронз Cu-Cr серебром приводит к повышению энергии активации распада твердого раствора от 9.5 kT_m до 13.9 kT_m.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №17-03-01198 и гранта СП-866.2015.1.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ПРОЧНОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.[1], Козлова Н.А.[1], Чегуров М.К.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[1,2], Бобров А.И.[1], Лопатин Ю.Г.[1], Короткова В.В.[1], Зеленов А.Ю.[1], Сахаров Н.В.[1], Берендеев Н.Н.[1], Мурашов А.А.[1]

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

STUDY OF THE EFFECT OF STRUCTURAL-PHASE STATE OF GRAIN BOUNDARIES ON STRENGTH AND CORROSION RESISTANCE OF ALUMINUM ALLOYS

Nokhrin A.V., Kozlova N.A., Chegurov M.K., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Bobrov A.I., Lopatin Yu.G., Korotkova V.V., Zelenov A.Yu., Sakharov N.V., Berendeev N.N., Murashov A.A.

Describes the results of research of influence of ECAP and annealing on the strength, corrosion resistance and corrosion fatigue strength of alloys Al-Mg. It is shown that ECAP method increases the corrosion fatigue strength of aluminum alloys, the increase in the magnesium content leads to an increase in the resistance to corrosion fatigue, as in the case of coarse grain materials, as in the case of UMP materials.

В качестве основных объектов исследования выступали алюминий технической чистоты (А99) и сплавы системы Al-Mg (Al-1Mg, Al-3Mg, Al-5Mg), полученные с использованием технологии вибрационного литья (литьевая вакуумная машина «INDUTHERM VTC-200»). Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП) с использованием гидравлического пресса «Ficep HF400L». РКУП проводилось при T=200 ^oC.

Коррозионные испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии проводились при комнатной температуре по ГОСТ 9.021-74 в водном растворе 3% NaCl + 1%HCl, провоцирующем межкристаллитную коррозию в алюминиевых сплавах. В тех же условиях проводились гравиметрические испытания, а также потенциостатические испытания посредством снятия поляризационных кривых при помощи потенциостата-гальваностата «P-30S». Скорость коррозии (плотность тока коррозии) определялась стандартным образом по Таффелевским зависимостям «потенциал – плотность тока коррозии». Испытания на усталость образцов материалов в коррозионной среде проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502-79; на основании анализа кривых усталости было определено степенное уравнение Басквина: $\sigma_a=A\cdot N^{-q}$.

Установлено, что увеличение содержания магния в сплаве приводит к уменьшению среднего размера зерна сплава, а также к повышению микротвердости, предела макроупругости и предела текучести УМЗ алюминия, при этом для исследуемых сплавов выполняется соотношение Холла-Петча – зависимости микротвердости от размера зерна в координатах H_v-$d^{-1/2}$ с хорошей точностью могут быть интерполированы прямыми линиями, угол наклона которых соответствует коэффициенту зернограничного упрочнения K. Отметим, что величина коэффициента K повышается от 0.19 МПа·$м^{1/2}$ до 0.38 МПа·$м^{1/2}$ с увеличением содержания магния в УМЗ сплавах от 0 до 3 вес.%.

Проведены экспериментальные исследования влияния концентрации магния на склонность УМЗ алюминия к общей, электрохимической и межкристаллитной коррозии. Показано, что

увеличение содержания магния в УМЗ алюминиевых сплавах приводит к уменьшению скорости общей коррозии и не изменяет стойкость сплавов к межкристаллитной коррозии. Установлено, что интенсивная пластическая деформация методом РКУП приводит к незначительному повышению скорости коррозии алюминиевых сплавов Al-Mg, обусловленному накоплению дефектов на границах зерен сплава (в первую очередь – дислокаций ориентационного несоответствия, приводящих к некоторому увеличению «мощности» микрогальванических пар «граница зерна – кристаллическая решетка»). Обнаружено, что в процессе рекристаллизационного отжига, сопровождающегося уменьшением твердости сплавов, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием аномального роста зерен, характеризующегося высокими скоростями миграции границ зерен. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии до значений, меньше значений скоростей коррозии характерных для исходного литого материала.

Проведены экспериментальные исследования коррозионно-усталостного разрушения алюминия и сплавов Al-Mg в литом и УМЗ состоянии. Показано, что интенсивная пластическая деформация методом РКУП повышает коррозионно-усталостную прочность алюминиевых сплавов, при этом увеличение содержания магния приводит к повышению сопротивления коррозионной усталости, как в случае крупнокристаллических материалов, так и в случае УМЗ материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-03-08969.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОЛОВА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ И ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ

Нохрин А.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[1,2], Пискунов А.В.[1], Бобров А.И.[1], Лопатин Ю.Г.[1], Шадрина Я.С.[1], Короткова В.В.[1], Мурашов А.А.[1]

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

A STUDY OF THE INFLUENCE OF TIN ON THE THERMAL STABILITY OF FINE-GRAINED STRUCTURE OF COPPER AND BRONZE CU-CR

Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Piskunov A.V., Bobrov A.I., Lopatin Yu.G., Shadrina Ya.S., Korotrova V.V., Murashov A.A.

The effect of tin on the thermal stability of copper and bronze Cu-Cr, the structure of which is formed by the methods of rolling and ECAP. It is shown that the tin leads to an increase in temperature of start of recrystallization of fine-grained copper and the reduction of the intensity of the release of particles Cr in a fine grained copper.

В качестве объекта исследования выступала высокочистая медь М00к и сплавы на ее основе – оловянные бронзы с различным содержанием олова (Cu-1%Sn, Cu-2%Sn, Cu-3%Sn), хромовая бронза Cu-0.4%Cr, а также хром-оловянные бронзы Cu-1%Sn-0.4%Cr, Cu-2%Sn-0.4%Cr, Cu-3%Sn-0,4%Cr. Сплавы были получены методом индукционного литья в вакууме (литьевая машина INDUTHERM VTC-200). Закалка и гомогенизация сплавов после литья не проводилась. Обработка сплавов осуществлялась методом прокатки при комнатной температуре (суммарная степень деформации составляла 65% и 95%) и методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП для сплавов Cu-Sn составила 20 ^{o}C, для сплавов Cu-Cr и Cu-Sn-Cr – $T_{ркуп}$=200 ^{o}C.

Показано, что в литом состоянии олово образует неоднородный твердый раствор с повышенной сегрегацией по границам дендритов меди. Увеличение содержания олова в сплаве более 1 вес.% приводит к увеличению размера и числа сегрегационных зон обогащенных оловом, при этом концентрация олова вне зон сегрегации остается примерно постоянной (~0.8-1 вес.%) и не зависит от содержания олова в сплаве. Пластическая деформация сплавов Cu-Sn и Cu-Sn-Cr прокаткой или РКУП не оказывает существенного влияния на характер распределения олова в сплаве.

Исследования термической стабильности сплавов Cu-Sn показывают, что введение в высокочистую медь олова (до 3%) приводит к повышению температуры начала рекристаллизации T_1 до 350 ^{o}C и до 300 ^{o}C для образцов, подвергнутых предварительной деформации прокаткой до 65% и

95%, соответственно. Значения температуры T_1 в мелкозернистых сплавах Cu-Sn полученных методом РКУП в пределах экспериментальной ошибки соответствуют температуре начала рекристаллизации в сплавах Cu-Sn подвергнутых прокатке.

Анализ результатов исследований кинетики первичной рекристаллизации показывает, что легирование высокочистой меди оловом приводит к повышению энергии активации первичной рекристаллизации до 9.6%. (Энергия активации рекристаллизации определялась на основании анализа зависимостей объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига с использованием уравнения Аврами). Степень деформации, при этом, в пределах экспериментальной погрешности $\pm 1.5\ kT_m$ не оказывает существенного влияния на величину Q_{R1}.

Энергия активации распада твердого раствора определялась на основании анализа зависимостей удельного электросопротивления от времени отжига с использованием уравнения Мела-Аврами-Джонса-Колмогорова. Проведенные исследования показали, что в литых сплавах кинетика распада имеет двухстадийный характер, интенсивность которого контролируется процессом объемной диффузии при низких температурах отжига и диффузией по ядрам решеточных дислокаций при высоких температурах отжига. Кинетика выделения частиц хрома в мелкозернистых сплавах Cu-Cr и Cu-Cr-Sn, полученных методом РКУП, имеет иной характер и определяется интенсивностью выделения частиц второй фазы на ядрах решеточных дислокаций, поглощаемых мигрирующими границами зерен. Установлено, что увеличение содержания олова в сплаве приводит к повышению энергии активации распада твердого раствора хрома в мелкозернистой меди.

Исследование микротвердости сплавов Cu-Cr с различным содержанием олова после старения показывает, что «введение» олова приводит к уменьшению интенсивности разупрочнения мелкозернистой хромовой бронзы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №17-03-01198 и гранта СП-866.2015.1.

****

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ SPARK PLASMA SINTERING ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.[1], Болдин М.С.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[1,2], Чегуров М.К.[1], Пискунов А.В.[1], Попов А.А.[1], ЛанцевОшибка! Закладка не определена. **Е.А.[1], Сахаров Н.В.[1], Козлова Н.А.[1]**

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

EXPERIENCE IN THE USE OF TECHNOLOGY SPARK PLASMA SINTERING FOR HIGH SPEED DIFFUSION BONDING OF ULTRA FINE-GRAINED ALLOYS

Nokhrin A.V., Boldin M.S., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Chegurov M.K., Piskunov A.V., Popov A.A., Lantsev E.A., Sakharov N.V., Kozlova N.A.

Study of the effect of high-rate diffusion welding by «Spark Plasma Sintering» method (heating rate, the temperature and time of diffusion bonding, pressure is applied) on density and porosity of the welded joints of ultrafine-grained (UFG) titanium alloys. The mechanical properties and corrosion resistance of welds. It is shown that the high-rate diffusion welding produces in UFG materials welds, hardness and corrosion resistance are not inferior to the base metal.

Целью работы является экспериментальное исследование свариваемости высокопрочных ультрамелкозернистых (УМЗ) коррозионно-стойких титановых сплавов в условиях квазистационарного и высокоскоростного нагрева, а также исследование влияния режимов сварки на плотность, параметры микроструктуры, физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики сварных соединений из УМЗ титановых сплавов.

В качестве объекта исследований выступал α-титановый сплав Ti-4Al-2V (промышленное обозначение ПТ3В), широко используемый в атомном машиностроении. УМЗ структура в исследуемых материалах формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП). Число циклов РКУП варьировалось от N=1 до N=4. Температура РКУП составляла 450-470 ºС.

С использованием установки «Dr. Sinter model SPS-625» проведены экспериментальные исследования диффузионной свариваемости образцов крупнозернистых и УМЗ титановых сплавов. Скорость нагрева при диффузионной сварке варьировали 50 от 300 ºС/мин, температуру сварки - от 600 до 1000 ºС, величину приложенного давления - от 65 до 120 МПа, время диффузионной сварки (при выбранной температуре) не превышало 10 мин. Сваривали прямоугольные образцы 7×7 мм^2. Варьирование размера пор в стыке осуществляли за счет изменения уровня шероховатости на поверхности спекаемых образцов. Исследовались образцы с уровнем шероховатости 40-60 мкм, 20-28 мкм и 3-5 мкм. Уровень шероховатости поверхности варьировали за счет использования алмазной пасты различной дисперсности. Размер пор определяли методами растровой электронной микроскопии. В качестве объекта сравнения выступали образцы аналогичных материалов, полученные методом аргоно-дуговой и электронно-лучевой сварки.

Проведены исследования влияния температурно-скоростных режимов диффузионной сварки (скорость нагрева, температура и время диффузионной сварки, величина приложенного давления) на плотность и пористость сварных соединений, а также их механические и коррозионные свойства. Построены зависимости объемной доли пор и размера зерна в сварном соединении от температуры и скорости сварки, величины приложенного давления и времени диффузионной сварки. Показано, что свариваемость УМЗ титановых сплавов в аналогичных температурно-скоростных интервалах нагрева осуществляется с большей скоростью, чем аналогичных образцов крупнозернистых материалов.

Проведен анализ влияния режимов диффузионной сварки на кинетику «залечивания» пор в сварном соединении, а также механические свойства и характеристики коррозионной

разработана процедура расчета энергии активации «залечивания» пор в сварном соединении. С использованием разработанной процедуры показано различие в механизмах «залечивания» пор в УМЗ и крупнокристаллических материалах.

Показано, что высокоскоростная диффузионная сварка позволяет получать в УМЗ материалах сварные соединения, твердость и коррозионная стойкость которых не уступает основному металлу.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №16-13-00066.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМ-ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И СТАРЕНИЯ

Шаньгина Д.В.[1,2], Пурчек Г.[3], Бочвар Н.Р.[1], Добаткин С.В.[1,2]

[1]Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

[2]Россия, НИТУ «МИСИС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов

[3]Турция, Технический университет Караденiз

shanginadaria@mail.ru

INVESTIGATION OF STRUCTURE, STRENGTH AND WEAR RESISTANCE OF CHROMIUM -ZIRCONIUM BRONZE AFTER HIGH PRESSURE TORSION AND AGING

Shangina D.V., Purcek G., Bochvar N.R., Dobatkin S.V.

The effect of ultrafine-grained (UFG) structure obtained by high pressure torsion (HPT) and precipitation of the particles upon subsequent aging on the microstructure, electrical conductivity, mechanical and tribological properties of a Cu-Cr-Zr alloy was investigated. HPT increases the microhardness (from 0.9 to 2.2 GPa) and ultimate tensile strength (from 240 to 696 MPa) of the alloy due to the formation of an UFG structure with an average grain/subgrain size of 155 nm. At the same time deformation reduces electrical conductivity (from 67.2 to 32.1% IACS) compared to the initial state, which indicates dissolution of excess particles and formation of supersaturated solid solution. Application of subsequent aging accompanied by Cr and Cu_5Zr particles precipitation increases the conductivity (up to 62 % IACS) along with further improvement in strength (up to 861 MPa) without significant grain growth. Precipitation strengthened UFG Cu-Cr-Zr alloy possesses reduced dependence of weight loss on the applied load and increased wear resistance (by 8.5 times) compared to the initial coarse-grained state.

В настоящей работе проведено исследование влияния кручения под высоким давлением (КВД) на структуру, прочность, электропроводность и износостойкость низколегированного дисперсионно твердеющего сплава на основе системы Cu-Cr-Zr. Материалом исследования в работе был выбран сплав Cu-0,7%Cr-0,07%Zr. После горячего прессования сплав подвергали кручению под высоким давлением при комнатной температуре с P=6 ГПа при N=15 (оборотов) на образцах диаметром 20 мм в «лунке» глубиной 1,5 мм. Испытания на износ проводили при комнатной температуре в условиях сухого трения по схеме "штифт-диск" со скоростью 0,1 м·с$^{-1}$ и пути трения 200 м.

КВД приводит к повышению микротвердости с 0,98 до 2,2 ГПа, по сравнению с исходным состоянием. Такая высокая прочность обусловлена формированием ультрамелкозернистой структуры со средним размером зерен/субзерен 155 нм (рис. 1). При этом электропроводность сплава в процессе КВД уменьшается практически в 2 раза (с 67 до 32%IACS) и достигает значений, характерных для сплава после закалки. Подобное поведение может свидетельствовать о деформационно – стимулированном растворении частиц Cr и Cu_5Zr и создании пересыщенного твердого раствора.

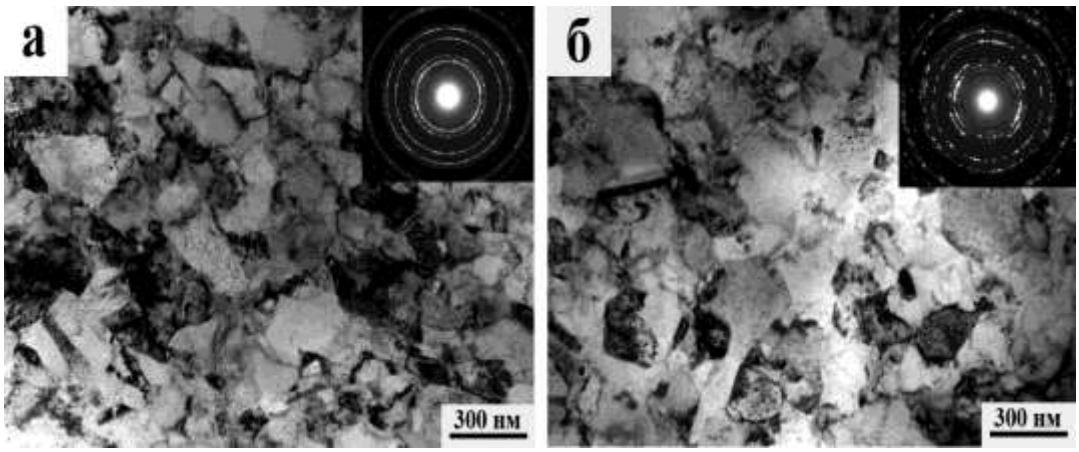


Рис.1. Структура сплава Cu-0,7 % Cr-0,07 % Zr после КВД (а) и последующего старения при температуре 450 °С (б)

Данное предположение подтверждает поведение сплава при нагреве (рис.2). Так, в исходном состоянии в сплаве не наблюдается упрочнения в ходе старения. В сплаве после КВД процесс старения протекает в диапазоне температур 350 – 500 °С и сопровождается распадом пересыщенного твердого раствора с выделением частиц Cr и Cu_5Zr, что приводит к одновременному увеличению микротвердости (до 2,62 ГПа) и электропроводности (до 62%IACS). Результаты исследования механических свойств при растяжении согласуются с данными микротвердости (рис.3). Так, КВД приводит к увеличению пределов текучести и прочности в 3,7 и 2,9 раз, соответственно. При этом уровень относительного удлинения до разрушения остается на достаточно высоком уровне (18,7 %). Последующее старение приводит к дополнительному увеличению пределов текучести и прочности на 40 и 24 %, соответственно.

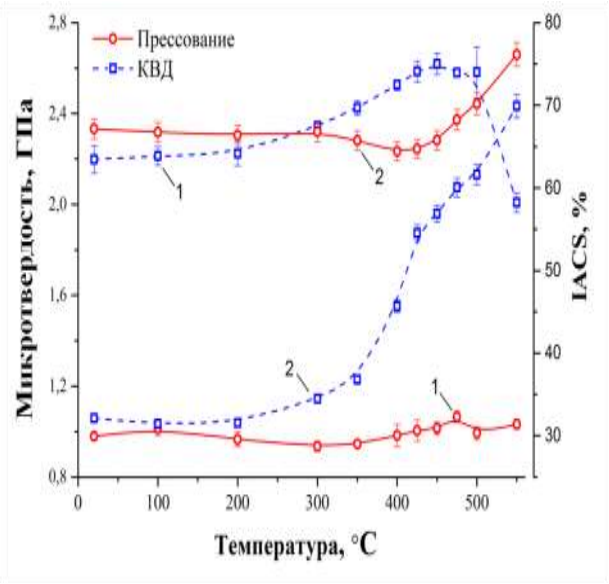


Рис. 2. Зависимость микротвердости (1) и электропроводности (2) от температуры старения сплава Cu-0,7%Cr-0,07%Zr

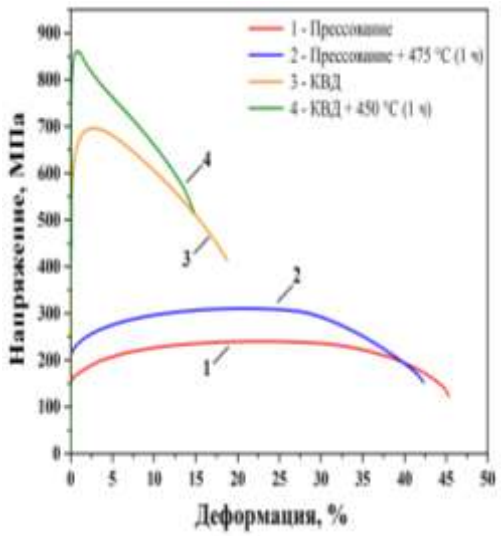


Рис.3. Кривые "напряжение – деформация" сплава Cu-0,7%Cr-0,07%Zr в исходном состоянии (1), после старения при 450 °С (2), КВД (3), КВД и старения при 450°С (4)

В таблице приведены результаты испытаний на трение образцов сплава Cu-0,7%Cr-0,07%Zr после различных обработок. Потеря массы увеличивается с повышением приложенной нагрузки. Образец в исходном состоянии обладает наименьшей износостойкостью во всем диапазоне приложенных нагрузок. Дополнительное старение при 450 °С приводит к уменьшению потери массы в 2 раза (при 20 Н).

Таблица – Потеря массы образцов сплава Cu-0,7%Cr-0,07%Zr в ходе трибологических испытаний

Обработка	Приложенная нагрузка		
	5 Н	10 Н	20 Н
Прессование	1,10	3,50	5,10
Прессование + старение при 475 °С	0,50	1,30	2,40
КВД	0,25	0,90	1,25
КВД + старение при 450 °С	0,35	0,45	0,60

КВД приводит к повышению износостойкости и уменьшает зависимость потери массы от приложенной нагрузки. Наилучшие свойства были показаны в сплаве после КВД и старения при 450°С. В данном состоянии потеря массы минимальна среди рассмотренных случаев (0,6 мг при 20 Н) и она практически не изменяется с изменением нагрузки.

Таким образом, применение КВД и последующего старения позволяет значительно повысить прочность и износостойкость сплава Cu-0,7%Cr-0,07%Zr при достаточном уровне электропроводности.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (проект №14.A12.31.0001), Программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (проект №К2-2016-062) и Программы РАН I.1П.

****

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ASTM 138

Рыбальченко О.В.[1,2], Токарь А.А.[2], Терентьев В.Ф. [1], Просвирнин Д.В. [1], Клиауга А. [3], Еникеев Н. А.[4,5], Добаткин С.В.[1,2]

[1]Россия, ИМЕТ РАН, г. Москва, rybalch@mail.ru

[2] Россия, НИТУ «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, г. Москва

[3] Бразилия, Федеральный университет Сан-Карлоса, г Сан-Карлос

[4] Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет

[5] Россия, Санкт-Петербургский государственный университет, Лаборатория механики объемных наноструктурных материалов

EFFECT OF HIGH PRESSURE TORSION ON THE MECHANICAL AND SERVICE PROPERTIES OF AUSTENITIC STEEL ASTM 138

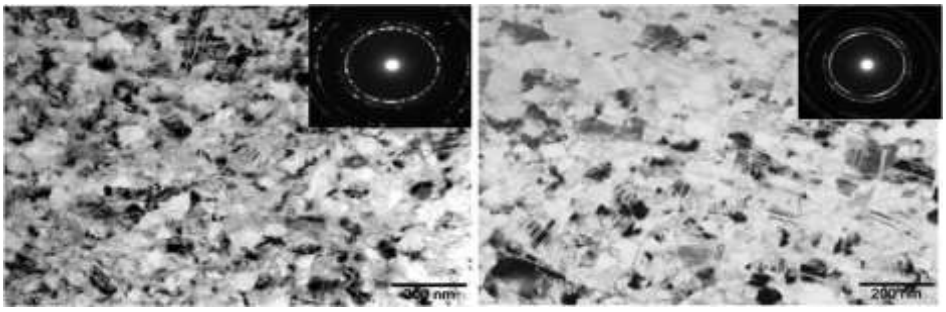
Rybalchenko O.V. [1,2], Tokar A.A. [2], Terent'ev V.F. [1], Prosvirnin D.V.[1], Kliauga A.[3], Enikeev N.A.[4,5] , Dobatkin S.V [1,2]

The main effect of extreme grain refinement by severe plastic deformation is not only a significant increase in strength, while retaining sufficient ductility, but also a possible simultaneous improvement of properties under service conditions. The aim of the work is to study the effect of deformation temperature on the structure formation, mechanical and service properties of ASTM F138 steel after high pressure torsion.

В работе медицинская аустенитная коррозионностойкая сталь ASTM F138 (0,012% C, 14% Ni, 17.3% Cr, 2,8% Mo) подвергалась кручению под высоким давлением (КВД) до 10 оборотов при P=6 ГПа в интервале температур 20 °C - 400 °C с целью определения влияния температуры деформации на процессы структурообразования и механические свойства стали.

В ходе исследования выявлено значительное (более чем в 2,5 раза) увеличение микротвердости образцов после КВД при температурах деформации 20 ºС, 200 ºС и 400 ºС в стали ASTM F 138 по сравнению с исходным состоянием после закалки. Образцы после КВД при комнатной температуре были наиболее однородно деформированными. Их микротвердость по всей площади поверхности составила ~ 5 ГПа. Микротвердость образцов деформированных при 200 ºС и 400 ºС на середине радиуса образца составила 5,5 ГПа.

Рентгеноструктурный и электронномикроскопический анализ стали продеформированной по всем трем режимам выявили формирование аустенитной нанокристаллической структуры. КВД стали ASTM F138 при температурах деформации 20, 200 и 400 ºС значительно измельчает структуру стали до среднего размера зерна 45±1.6 нм для КВД при 20 ºС (рис. 1а) и 50 ±1.6 нм для КВД при 400 ºС (рис. 1б).



а б

Рис. 1. Микроструктура стали ASTM F138 после КВД

Изменения областей когерентного рассеяния (ОКР), выявленных методом рентгеноструктурного анализа, соответствуют изменениям среднего размера зерна, выявленным при электронномикроскопическом исследовании. Различие между средним размером зерна и ОКР может быть связано с учетом субзеренной структуры при рентгеноструктурном анализе.

Значительное измельчение до 45-50 нм в процессе КВД в интервале температур 20 - 400 °C и повышение плотности дислокаций приводит к повышению механических свойств исследуемой стали. Полученная в процессе КВД при комнатной температуре структура стали ASTM F138 показывает сильное деформационное упрочнение $\sigma_{0,2}$ = 1800 МПа при относительном удлинении δ = 11 %, по

сравнению с закаленным состоянием , где $\sigma_{0,2}$ = 200 МПа, а δ = 50 %. Прочностные характеристики практически не изменяются при повышении температуры деформации, однако пластичность снижается до δ = 9% при 200°С и до δ = 1% при температуре 400°С. Возможно, причиной такого резкого понижения пластичности явилось образование сегрегаций на границах при увеличении температуры КВД до 400°С, выявленное в [1].

Испытания стали ASTM F138 на многоцикловую усталость проводили на образцах в исходном состоянии и после деформации по режиму наиболее приемлемому по комплексу механических свойств, полученных при испытаниях на одноосное растяжение, после КВД при комнатной температуре. В ходе испытания выявлено, что предел усталости образцов стали после КВД повышается за счет измельчения структуры и двойникования в аустените в ходе КВД и составил 550 МПа, что более чем в два раза превышает предел усталости закаленной стали (250 МПа).

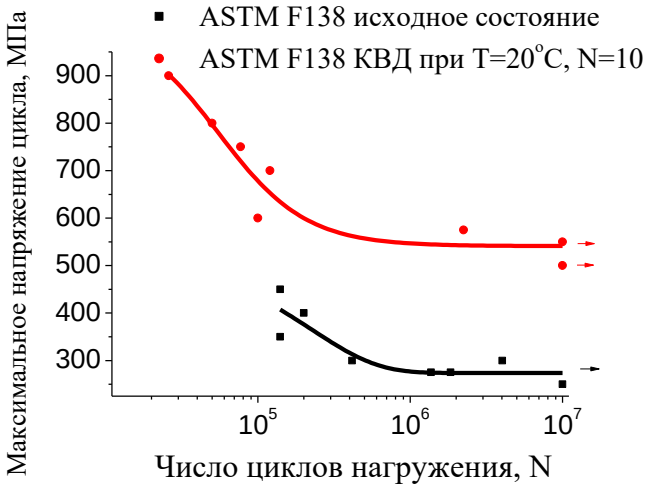


Рис.2 . Кривые усталости стали ASTM F138 в исходном состоянии и после КВД при Т=20 °С

Фрактографическое исследование поверхности усталостного излома образцов стали ASTM 138 в исходном состоянии в зоне зарождения усталостной трещины и ее стабильного распространения выявило вязкий характер поверхностного рельефа, с признаками усталостной бороздчатости и вязкое типичное ямочное разрушение при статическом доломе.

Поверхностный рельеф в зоне усталостного распространения трещины после КВД менее развит, чем в случае усталостного разрушения образцов в исходном состоянии. Статический долом, как и у исходных образцов, связан с вязким ямочным механизмом разрушения.

Литература

[1] M.M. Abramova, N.A.Enikeev, R.Z.Valiev, A.Etienne, B.Radiguet, Y.Ivanisenko, X.Sauvage. Grain boundary segregation induced strengthening of an ultrafine-grained austenitic stainless steel. MaterialsLetters 136 (2014) 349–352.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.A12.31.0001 от 24.06.2013), Программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (проект №К2-2016-062) и РФФИ (16-08-00365-а).

****

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ МЕДНЫЕ СПЛАВЫ С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Добаткин С.В.[1,2], Шаньгина Д.В.[1,2], Бочвар Н.Р.[1]

[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

[2]НИТУ «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва

ULTRAFINE-GRAINED COPPER-BASED ALLOYS WITH HIGH STRENGTH AND SERVICE PROPERTIES

Dobatkin S.V., Shangina D.V., Bochar N.R.

Structure and properties of low-alloyed copper-based alloys (Cu-0.7%Cr, Cu-0.18%Zr, Cu-0.9%Hf, Cu-0.5%Cr-0.08%Zr, Cu-0.7%Cr-0.07%Zr, and Cu-0.7%Cr-0.9%Hf) after severe plastic deformation (SPD) using techniques of high pressure torsion (HPT) and equal channel angular pressing (ECAP) have been studied. It was shown that Cu_5Zr and Cu_5Hf particles suppress the grain growth in ultrafine-grained (UFG) structure more effectively than the Cr particles and provide additional hardening during aging. The application of SPD and subsequent aging leads to simultaneously high electrical conductivity, strength, wear resistance and fatigue properties in low-alloyed Cu - based alloys. This combination of properties results in a high durability of electrodes for resistance spot welding.

Низколегированные дисперсионнотвердеющие бронзы применяются в электротехнической промышленности в областях, где требуется одновременно высокая прочность и электропроводность материала. Повысить прочность таких сплавов возможно путем холодной деформации, а также за счет выделения упрочняющих частиц в ходе старения. В настоящей работе вместо традиционных схем деформации предложено использовать методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют формировать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру в металлах и сплавах. Наряду со значительным повышением механических свойств, УМЗ структура может положительно повлиять на эксплуатационные характеристики сплавов на основе меди, таких как износостойкость и усталостная долговечность.

В данной работе проведено исследование структуры, механических свойств, электропроводности, усталостной долговечности и износостойкости низколегированных бронз с различными системами легирования (Cu-0,7%Cr, Cu-0,18%Zr, Cu-0,9%Hf, Cu-0,5%Cr-0,08%Zr, Cu-0,7%Cr-0,07%Zr и Cu-0,7%Cr-0,9%Hf) после интенсивной пластической деформации (ИПД) методами кручения под высоким давлением (КВД) и равноканального углового прессования (РКУП). Также проведена оценка стойкости электродов точечной сварки, изготовленных из УМЗ бронзы.

Микротвердость после КВД увеличивается в ряду сплавов Cu-0,7%Cr, Cu-0,18%Zr, Cu-0,9%Hf, Cu-0,5%Cr-0,08%Zr и Cu-0,7%Cr-0,9%Hf с 1,7 до 2,4 ГПа за счет уменьшения среднего размера зерна с 209 до 108 нм. Применение дополнительно старения позволяют повысить уровень электропроводности сплавов за счет распада пересыщенного твердого раствора. При этом выделяющиеся в ходе старении частицы Cu_5Zr/Cu_5Hf приводят к дополнительному упрочнению и более эффективно стабилизируют УМЗ структуру при нагреве, по сравнению с частицами Cr (рис. 1).

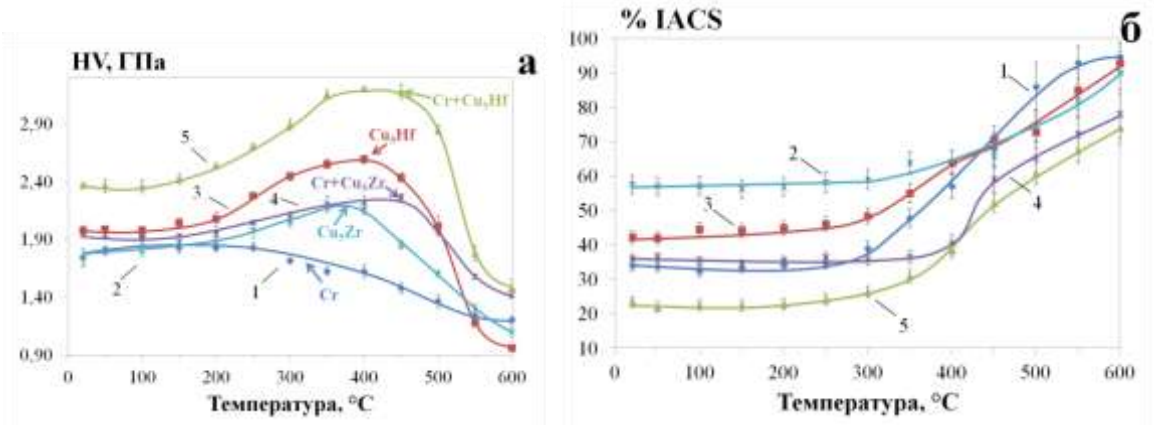


Рисунок 1 – Зависимость микротвердости и электропроводности сплавов после закалки и КВД от температуры старения. Обозначения: 1 - Cu-0,7%Cr; 2 - Cu-0,18%Zr; 3 - Cu-0,9%Hf; 4 - Cu-0,5%Cr-0,08%Zr; 5 - Cu-0,7%Cr-0,9%Hf.

Однако применение совместного легирования Cr и Zr/Hf позволяет повысить как прочность, так и термическую стабильность сплава, по сравнению с соответствующими двухкомпонентными системами. Следует отметить, что КВД приводит к изменению кинетики старения исследуемых сплавов. Так, начало распада пересыщенного твердого раствора в ходе старения сдвигается в область более низких температур, очевидно, за счет увеличения плотности дефектов решетки, которые служат центрами зарождения частиц.

Полученные закономерности были подтверждены исследованиями низколегированных бронз после РКУП. Было показано, что дополнительное легирование хромовой бронзы гафнием приводит к уменьшению размера зерен/субзерен с 320 ± 73 нм до 225 ± 82, увеличению доли большеугловых границ с 40% до 53%, формированию более рассеянной текстуры и увеличению термической стабильности упрочнения.

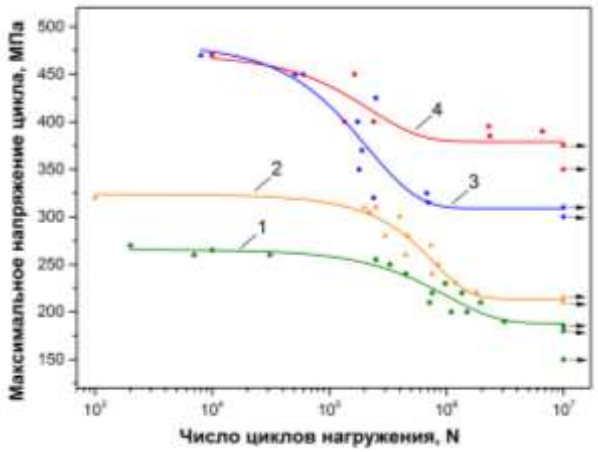


Рисунок 2 - Кривые циклической прочности сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Hf после (1) закалки, (2) закалки и старения при 450°C (3,5 ч), (3) РКУП, (4) РКУП и старения при 450 °C (2,5 ч)

Таблица 1- Механические свойства при растяжении и результаты трибологических испытаний сплава Cu-0,7%Cr-0,07%Zr после различных обработок

Обработка	Механические свойства			Потеря массы, мг			Коэффициент трения (20 Н)
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	5 Н	10 Н	20 Н	
Исходное состояние	159	240	45,3	1,10	3,50	5,10	0,62
КВД	584	696	18,7	0,25	0,90	1,25	0,56
КВД + 450 °С	824	861	14,7	0,35	0,45	0,60	0,55

Таким образом, применение закалки, ИПД и последующего старения приводит к значительному повышению механических и эксплуатационных свойств исследуемых сплавов.

Подобная комбинация свойств позволяет повысить стойкость электродов контактной сварки. Из крупнокристаллического и ультрамелкозернистого сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Hf были изготовлены вставки для составных водоохлаждаемых электродов. Относительное уширение рабочей поверхности электрода уменьшается в 5,3 и 3,5 раз после 2000 и 4000 циклов сварки, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН I.1П., Министерства образования и науки Российской Федерации (проект №14.A12.31.0001) и Программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» (проект №К2-2016-062).

СЕКЦИЯ 4: *РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ.*

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ «СТАЛЬ+НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ», ПОЛУЧЕННОГО ПО СХЕМЕ ВЗРЫВНОГО ПЛАКИРОВАНИЯ С ДВУМЯ ПРОТИВОЗАРЯДАМИ

Малахов А.Ю. [1] , м.н.с., Сайков И.В. [1]

[1-] Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук, Черноголовка,
sir.malahov2009@yandex.ru;

Сварка взрывом в отраслях промышленности применяется, в основном, для получения многослойных деталей. Полученные данным методом конструкции обладают особыми свойствами, которые сочетают в себе комплекс полезных для их дальнейшей эксплуатации характеристик. При этом, сваркой взрывом получают изделия как плоской формы, так и цилиндрической. При сварке цилиндрических изделий (например, труб) важным этапом в технологии является разработка оптимальной схемы сборки исходных элементов, так как отклонение от нормы основных кинематических и физических параметров при сварке взрывом ведет к появлению различного рода дефектов.

Целью данной работы было разработать и экспериментально опробовать схему взрывного плакирования с двумя противозарядами взрывчатого вещества и исследовать структуру границы соединения исходных заготовок.

В качестве материалов для проведения экспериментов были использованы трубы: для основы – труба из бурильной стали 37Г2Ф (108×12) и для плакировки – труба из стали 08Х18Н10Т (80×2,5). Для решения поставленной задачи авторами была разработана схема сварки взрывом трубных заготовок (Рисунок 1), при которой использовались два заряда взрывчатого вещества (внутренний и наружный).

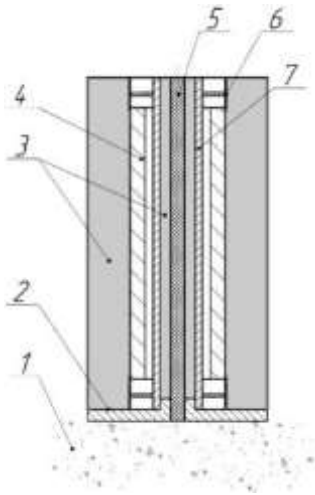


Рисунок 1 – Экспериментальная схема сборки двухслойных трубных заготовок

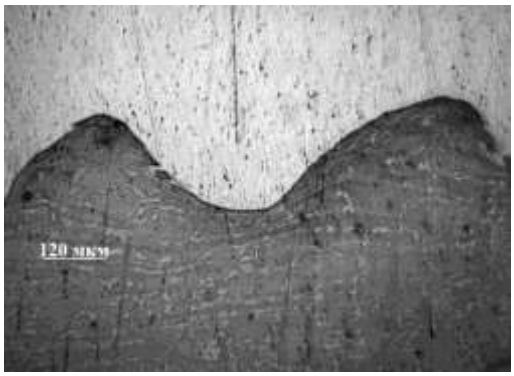


Рисунок 2 – Структура околошовной зоны в биметаллическом фрагменте 37Г2Ф (нижний слой) +08Х18Н10Т

Сварка по схеме, представленной на рисунке 2, была произведена при следующих параметрах: расстояние между тонкостенной трубой *7* и основой *4* составило 2 мм, заряды взрывчатого вещества *3* – смесь микропористой аммиачной селитры с дизельным топливом (игданит). Внутренний и наружный заряды инициировались слоем из аммонита 6ЖВ.

По разработанной схеме не удалось получить цельную цилиндрическую заготовку. Это связано с потерей синхронности противозарядов, и, как следствие, с разностью давлений и скоростей метания внутренней и наружной труб. Зона соединения в найденных фрагментах трубной заготовки имеет волнообразную форму со средней амплитудой волн 150-170 мкм и периодом 400-450 мкм (рисунок 2).

Микроструктура основного слоя (37Г2Ф) представляет собой ферритно-перлитную смесь, а плакирующего (08Х18Н10Т) – аустенит с выделениями карбидов хрома и титана.

Выводы: Экспериментальная схема с синхронным инициированием двух противозарядов перспективна для получения двухслойных трубных изделий. Изучение фрагментов двухслойной трубы показало, что в результате соударения элементов произошло их прочное сцепление с волнообразной формой границы соединения. Однако, для отработки представленной схемы плакирования необходимо провести дополнительные эксперименты с применением различных толщин заряда.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 17-08-01248 А «Исследование влияния параметров и схем высокоэнергетической обработки металлов на получение длинномерных биметаллических цилиндрических изделий, их структуру и свойства».

****

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРОШКООБРАЗНОГО НИКЕЛЯ, МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО В РАЗЛИЧНЫХ РАЗМОЛЬНЫХ СРЕДАХ

Малкин А.И., Киселев М.Р., Клюев, В.А., Лознецова Н.Н., Попов Д.А., Савенко В.И., Топоров Ю.П.

ФГБУН Институт физической химии и электрохимии РАН, Россия, Москва.
E-mail: visavenko@rambler.ru

TEMPERATURE BEHAVIOR OF POWDERED NICKEL, MECHANICALLY AKTIVATED IN DIFFERENT GRINDING ENVIRONMENTS

Malkin A.I., Kiselev M.R., Kluev V.A., Loznetsova N.N., Popov D.A., Savenko V.I., Toporov Yu.P.

Methods of thermal analyses have been applied for examination the thermal behavior of the Nickel powder subjected to mechanical activation process in inactive (hexane) and surfactant (2.5% strength solution of oleic acid in hexane) grinding media.

Методами дифференциального термогравиметрического анализа (ДТГА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСКА) изучено поведение порошкового никеля, подвергнутого механической активации в виде суспензий в инактивной (гексан) и поверхностно-активной (содержащей ПАВ - 2,5% раствор олеиновой кислоты в гексане) размольных средах.

Предварительная механическая активация металлических порошков находит широкое применение при производстве порошковых композитов [1-3]. Целью данной работы являлось изучение влияния смазочно-размольной среды, в которой происходит активация никелевого порошка, на его термохимические и термодинамические свойства.

Механоактивацию порошка в данных опытах осуществляли при помощи планетарной мельницы (активатора АГО-2У), снабженной проточным водяным охлаждением. Предварительные исследования с использованием ИК-спектроскопии показали отсутствие органических соединений на поверхности частиц никеля после механоактивации порошка в среде гексана. В то же время на частицах порошка, обработанного в виде суспензии в поверхностно-активной среде в таком же режиме, что и в чистом гексане, присутствуют пленки металлоорганических соединений - олеаты никеля, а также олеиновая кислота, молекулы которой хемосорбированы на поверхности металлических частиц с образованием двойных связей C=Ni.

Образование твердообразных органических пленок на поверхности частиц порошкового никеля должно влиять не только на режим механоактивации материала, изменяя интенсивность протекания последовательных стадий процесса за счет реализации различных форм эффекта Ребиндера (эффект адсорбционного понижения прочности и эффект пластифицирования [4,5]). Наличие таких пленок на частицах приводит к существенному изменению (смягчению) граничных условий в контактах при энергосиловом воздействии инструмента (размольных шаров) на материал. Благодаря этому в процессе механоактивации неизбежно меняются характеристики внутриобъемного напряженного состояния, возникающего в порошковых частицах в актах контактного взаимодействия. В результате процесс механоактивации захватывает не только приповерхностные слои порошковых частиц, но и их внутриобъемную зону.

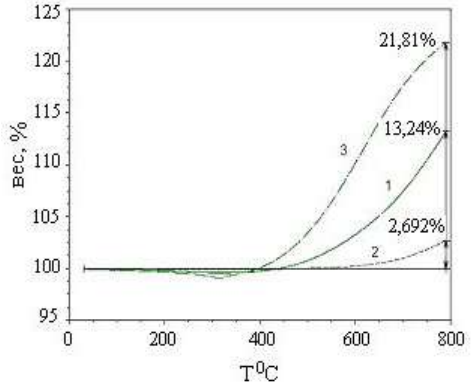


Рис. 1 – ДТГ-графики образцов Ni На нагрев порошка на воздухе.

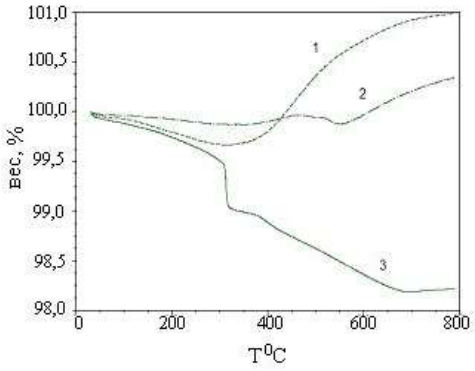


Рис. 2 – ДТГ-графики образцов Ni. Нагрев порошка в аргоне.

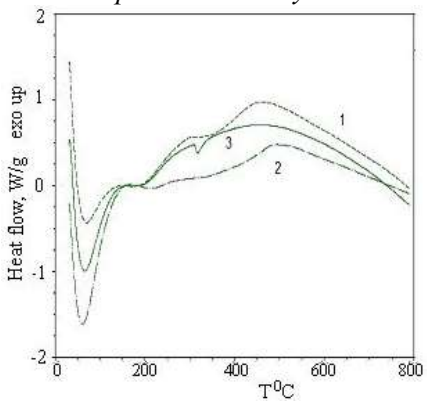


Рис. 3 – ДСК-графики образцов Ni, нагрев порошка на воздухе

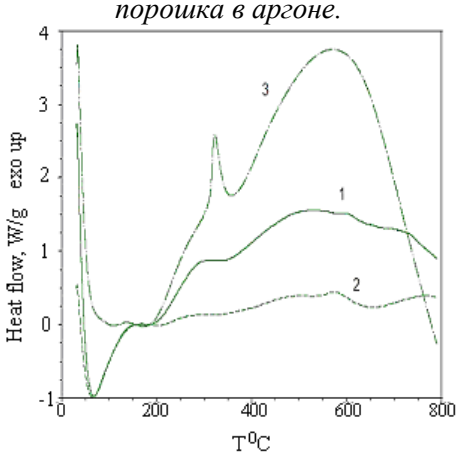


Рис. 4 – ДСК-графики образцов Ni, нагрев порошка в аргоне

Примечание к рисункам: цифрами на графиках рис.1-4 обозначены: 1 – неактивированный порошок; 2 – порошок, активированный в среде гексана; 3- порошок, активированный в 2,5% растворе олеиновой кислоты в гексане

На рисунках 1 - 4 приведены ДТГ и ДСК-графики термообработки порошков никеля, механоактивированных в различных размольных средах, осушенных и затем нагретых на воздухе и в среде чистого аргона при одной и той же скорости нагрева системы.

Анализ ДТГА-графиков, полученных при температурных испытаниях никелевых порошков, механоактивированных в размольной среде, содержащей ПАВ, свидетельствует о том, что твердообразные органические пленки, образующиеся на поверхности порошковых частиц в процессе их механообработки в активной среде, имеют довольно значительную толщину. Обнаружено, что при термообработке такого порошка при нагреве в аргоне в диапазоне 20 - 700^{0}C происходит удаление более 1,7% брутто-массы порошка в результате пиролиза поверхностных пленок. Напротив, порошок, механоактивированный в инактивной среде чистого гексана и не содержащий таких пленок, при нагреве в таких же условиях увеличивает свою брутто-массу на 0,5%. В то же время неактивированный никелевый порошок при нагреве в том же режиме прибавляет в весе примерно

1,0% (вероятно за счет дополнительного окисления поверхности частиц механоактивированного порошка).

В параллельных опытах с теми же порошками при их нагреве в воздушной среде было обнаружено, что порошок никеля, механоактивированный в суспензии, содержавшей ПАВ, увеличивает брутто-массу примерно на 21%. В то же время масса неактивированного порошка увеличивается за счет окисления при нагреве на воздухе только на 12%. Вместе с тем, брутто-масса порошка механоактивированного в чистом гексане, увеличивается при термообработке в тех же условиях только на 2,5%.

На основе полученных в данной работе зависимостей удельного теплопоглощения при разных температурах (ДСК-графиков) в системах на основе никеля, механоактивированных в различных размольных средах, проведен полуколичественный термоактивационный анализ и определены термохимические и термодинамические характеристики таких порошковых систем.

Литература

1. Вахрушев А.В., Липанов А.М. Модели физико-механических процессов в порошковых прессованных металлокомпозитах. Ижевск: Изд-во ИПМ УрО РАН, 2003. -278 с.

2. Кузьмич Ю.В., Колесникова И.Г., Серба В.И., Фрейдин Б.М. Механическое легирование. М.: Наука, 2005. -213 с.

3. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. /Ред. Е.Г. Авакумов. Новосибирск, Изд-во СО РАН, 2009. -343 с.

4. Лихтман В.И., Щукин Е.Д., Ребиндер П.А. Физико-химическая механика металлов. (Адсорбционные явления в процессах деформации и разрушения металлов). М.: Изд-во АН СССР, 1962. -303 с.

5. Щукин Е.Д., Савенко В.И., Малкин А.И. Лекции по физико-химической механике. М.: Нобель Пресс, 2015. -769 с.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ БИОДЕСТРУКЦИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ В МОДЕЛЬНЫХ СРЕДАХ

Насакина Е.О., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Каргин Ю.Ф., Демин К.Ю., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, nacakina@mail.ru

BIODESTRUCTION INVESTIGATION OF COMPOSITE MATERIALS OF MEDICAL APPOINTMENT IN MODELING ENVIRONMENTS

Nasakina E.O., Baikin A.S., Sergiyenko K.V., Kaplan M.A., Konushkin S.V., Kargin Yu.F., Demin K.Yu., Sevost'yanov M.A., Kolmakov A.G.

Abstract. Metal ions release from nanostructural TiNi and composite materials based on it with Ta and Ti surface layers in solutions with pH from 1,68 to 9,18 for the long period of time in static conditions is investigated. Concentration of metals in solution defined by the AIS with IP. Structure and composition of samples were defined by SEM, AES. There was no corrosion in alkaline environment, artificial plasma and saliva, as well as dissolution of composites and samples after grinding (including subsequent annealing) in solutions with acidity of 3.56-6.31 for 2 years of study.

Наиболее перспективным материалом для производства малоинвазивных имплантационных изделий [1], самостоятельно принимающих функциональную форму в заданных эксплуатационных условиях без дополнительного воздействия, все еще является никелид титана, наделенный эффектом памяти формы и механическими характеристиками, подобными поведению живых тканей, что помогает ему подстраиваться под физиологические нагрузки, обеспечивая необходимые условия эксплуатации [2–5]. Но этот сплав наделен и рядом недостатков: трудностью обработки при производстве изделий, высоким содержанием токсичного элемента, спорным уровнем биосовместимости и коррозионной стойкости [6–7]. В современном мире эффективным способом повышения эксплуатационных характеристик и устранения недостатков классических материалов является формирование на их основе композиционных материалов [8-16]. Данная работа посвящена

долгосрочному исследованию коррозионной стойкости металлических слоистых композитов на основе наноструктурного никелида титана с поверхностными слоями из тантала или титана в средах, моделирующих физиологические, в статических условиях.

Были использованы: нейтральный 0,9 масс. % раствор хлорида натрия, искусственные плазма и слюна и 4 стандартных буферных раствора для воспроизведения на заданном уровне кислых (pH 1,68 – 4,01) и щелочной (pH 9,18) сред [17-18]. Исследовались 6 видов образцов: 1 – TiNi в исходном состоянии, 2 – TiNi после отжига, 3 – TiNi после шлифовки, 4 – TiNi после шлифовки и отжига, 5 – TiNi-4 с поверхностным Ta слоем (Ta-TiNi), 6 – TiNi-4 с поверхностным Ti слоем (Ti-TiNi). Анализ проб растворов проводился с помощью атомно–эмиссионной спектрометрии с индуктивно–связанной плазмой для прямого одновременного определения концентрации титана, никеля и тантала каждые 15 дней, не считая первого отбора на восьмой день. Морфологию и послойный элементный состав поверхности исследовали с помощью СЭМ и электронной Оже-спектрометрии.

Отмечена высокая коррозионная стойкость всех образцов. Не обнаружено коррозии в щелочной среде, искусственных плазме и слюне, а также растворения композитов и образцов 3 и 4 в растворах с кислотностью 3,56-6,31 за 2 года исследования. В случае же растворения никеля в раствор выделяется больше, чем титана, которого в свою очередь больше, чем тантала. Наибольшая концентрация металлов наблюдается в самом кислом растворе, меньшая в физрастворе. Концентрация металлов в растворе со временем возрастает, но наблюдается значительное затормаживание выхода металлических ионов в среду со временем. Отжиг, следующий за шлифовкой, повышает стойкость материала на начальном периоде исследований, но при длительных испытаниях уступает механической обработке поверхности.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 15-33-70006 «мол_а_мос» и № 14-29-10208 «офи_м».

Литература

1.Заболотный В.Т., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Насакина Е.О. Совершенствование медицинских изделий для эндоваскулярных операций. // Интеграл, 2013. - № 4 (72). - С. 42-45.

2.Гюнтер В.О., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф., Чекалкин Т.Л. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. – Томск: Изд–во МИЦ, 2006. – 296 с.

3.Zabolotnyi V.T., Belousov O.K., Palii N.A., Goncharenko B.A., Armaderova E.A., Sevost'yanov M.A.Materials science aspects of the production, treatment, and properties of titanium nickelide for application in endovascular surgery // Russian metallurgy (Metally). 2011. Т. 2011. № 5. С. 437-448.

4.Севостьянов М.А., Федотов А.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Баринов С.М., Гончаренко Б.А., Комлев В.С., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Тетерина А.Ю., Насакина Е.О., Леонова Ю.О., Леонов А.В. Механические свойства композиционного материала «наноструктурный нитинол — хитозан» // Материаловедение, 2014. - № 3. - С. 34 – 37

5.Баикин А.С., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Колмаков А.Г., Парфенов А.А., Симаков С.В. Механические свойства наноструктурного сплава NiTi медицинского назначения // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 2. С. 26–30

6.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Исследование коррозионной стойкости и биосовместимости нитинола // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 37–49.

7.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi . Способы изменения коррозионной стойкости нитинола // Перспективные материалы, 2014. - №9. - С. 19–33.

8.Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Молоканов В.В., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Куракова Н.В. Особенности деформации и разрушения композиционного материала на основе высокопрочной мартенситно-стареющей стали с быстрозакаленным поверхностным слоем из сплава CO69FE4CR4SI12B11 // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 3. С. 28-35.

9.Nasakina E.O., Baikin A.S., Sevost’yanov M.A., Kolmakov A.G., Zabolotnyi V.T., Solntsev K.A. Properties of nanostructured titanium nickelide and composite based on it // Theoretical Foundations of Chemical Engineering, 2014. - V.48. №.4. - P.477–486.

10.М. А. Севостьянов, А. Ю. Федотов, Е. О. Насакина, А. Ю. Тетерина, А. С. Баикин, К. В. Сергиенко, А. Г. Колмаков, В. С. Комлев, В. Е. Иванов, О. Э. Карп, С. В. Гудков, С. М. Баринов К.А.

Кинетика высвобождения антибиотиков из биодеградируемых биополимерных мембран на основе хитозана // Доклады Академии наук, 2015, том 465, № 2, с. 194-197.

11. Stolin A.M., Bazhin P.M. Manufacture of Multipurpose Composite and Ceramic Materials in the Combustion Regime and High-temperature Deformation (SHS Extrusion) // Theor. Found. Chem. En+. 2014. V. 48. №. 6. P. 751–763.

12.Bazhin P.M., Stolin A.M., Alymov M.I. Preparation of Nanostructured Composite Ceramic Materials and Products under Conditions of a Combination of Combustion and High-temperature Deformation (SHS Extrusion) // Nanotechnologies in Russia. 2014. V. 9, № 11–12. P. 583–600.

13.Бажин П.М., Столин А.М., Титов Н.В. Композиционные защитные покрытия на основе TiC-W2C-Co, полученные электродуговой наплавкой СВС-электродами на деталях сельскохозяйственной техники // Композиты и наноструктуры. 2015. Т. 7. №4. С.2–9.

14.Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Аверичев А.О. Особенности микроструктуры наплавленного слоя, полученного СВС-электродами на основе Ti-Al-C // Упрочняющ. технологии и покрытия. 2016. №1. С.20–24.

15.Krivoshapkin P.V., Mikhaylov V.I., Krivoshapkina E.F., Zaikovskii V.I., Melgunov M.S., Stalugin V.V. Mesoporous Fe-alumina films prepared via sol–gel route // Microporous and Mesoporous Materials. 2015. № 204. P. 276–281.

16.Kononova S.V., Romashkova K.A., Kruchinina E.V., Gusarov V.V., Potokin I.L., Korytkova E.N., Maslennikova T.P. Polymer-inorganic nanocomposites based on aromatic polyamidoimides effective in the processes of liquids separation // Rus. J. Gen. Chem+. 2010. V. 80. № 6. P. 1136–1142.

17.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Состав и структура до и после коррозии // Материаловедение, 2014. - №8. - С.40–46.

18.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Выход ионов // Материаловедение, 2014. - №9. - С.30-37.

****

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ

Антонюк В.Е.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Республика Беларусь, vladi@tut.by

Фрикционные диски широко применяются в механических и гидромеханических передачах, тормозных устройствах и системах управления современных транспортных средств. По результатам эксплуатации гусеничных машин 63% фрикционных дисков выходит из строя из-за коробления [1]. В большинстве случаев под короблением понимается отклонение от плоскостности рабочих поверхностей диска и причину коробления связывают с увеличением удельной работы буксования, с фазовыми, структурными и диффузионными процессами в поверхностном слое фрикционных материалов.

Известные технологические процессы изготовления стальной основы фрикционных дисков из горячекатаного листа включают операции закалки с высоким отпуском, чернового шлифования, нарезания зубьев, термофиксации и чистового шлифования рабочих поверхностей, однако требуемая точность по отклонению от плоскостности не достигается и в качестве дополнительной операции для устранения повышенного отклонения от плоскостности применяют ручную правку или дополнительную термофиксацию. Дополнительные операции обеспечивают улучшение формы дисков, но не устраняют остаточные напряжения, которые возникают на всех этапах изготовления дисков. В процессе эксплуатации под воздействием циклических нагрузок и температуры происходит релаксация остаточных напряжений, что и является одной из причин возникновения коробления.

Анализ случаев коробления фрикционных дисков показал, что наиболее часто встречающейся формой коробления, особенно у относительно широких дисков, является коробление в виде «тарельчатости» [2]. При разработке фрикционных устройств исходные свойства фрикционных дисков условно считаются неизменными и не учитывают возможного изменения геометрических

параметров дисков в процессе эксплуатации. В действительности при возникновении «тарельчатости» фрикционные диски будут контактировать так, как показано на рис.1, что существенно влияет на такие параметры фрикционного узла, как полнота и время включения-выключения, передаваемый крутящий момент, расход топлива, температурный режим.

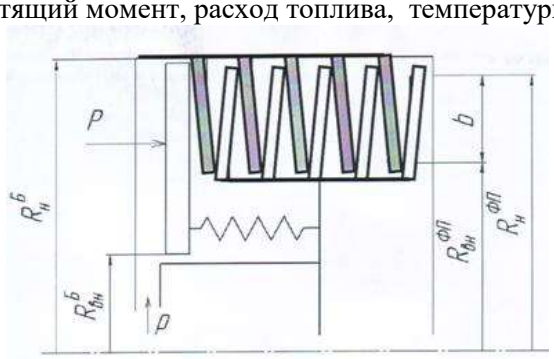


Рис. 1.Схема фрикционных дисков с «тарельчатостью» в процессе эксплуатации

Наиболее эффективным технологическим процессом изготовления стальной основы фрикционных дисков из горячекатаной и холоднокатаной сталей является процесс динамической стабилизации, который используется на различных стадиях изготовления дисков для снятия технологических остаточных напряжений.

Динамическая стабилизация основана на том, что при нагружении детали знакопеременной циклической нагрузкой с амплитудными значениями в диапазоне от предела пропорциональности до предела текучести происходит стабилизация геометрической формы детали относительно оси или плоскости приложения знакопеременной нагрузки (рис. 3.1).

как предпосылки для обоснования динамической стабилизации приняты:

-закономерности поведения металлов и сплавов в области малоцикловой усталости оцениваются описанием поведения петли гистерезиса на основе деформационно-кинетических критериев малоцикловой прочности;

-современные исследования усталости материалов на основе энергетических критериев усталостной прочности и синергетики хорошо согласуются с результатами исследований поведения петли гистерезиса, в связи с чем для описания протекания процессов динамической стабилизации приняты деформационно-кинетические положения малоцикловой прочности;

-области малоцикловой и многоцикловой усталости имеют несколько основных периодов протекания процесса усталостного разрушения, при этом в первом периоде отмечается улучшение механических свойств и выравнивание структурного состояния, в связи с чем осуществление динамической стабилизации происходит в первом периоде малоцикловой усталости;

- уровень максимальных напряжений должен достигать напряжений предела текучести при которых происходит упругопластическая деформация и возникает петля гистерезиса.

Научная гипотеза динамической стабилизации основана на возможности стабилизации механических свойств материалов и снижения остаточных напряжений при циклическом знакопеременном нагружении в зоне упругопластических деформаций при целенаправленном воздействии на изменение ширины петли гистерезиса, уменьшение или стабилизация которой связана со стабилизацией свойств материала.

Разработанные теоретические основы процесса динамической стабилизации геометрических параметров деталей и инженерные методики расчета основных параметров знакопеременного циклического нагружения для его осуществления позволяют целенаправленно проектировать и включать в технологические процессы изготовления ответственных деталей операции динамической стабилизации.

Процессы динамической стабилизации могут быть использованы для повышения точности изготовления и соответственно повышения работоспособности таких деталей, как диски сцепления, фрикционные диски, торсионные и коленчатые валы и ряда других деталей, имеющих невысокую жесткость и требующих в процессе их изготовления применения процесса правки. В результате применения динамической стабилизации снижаются затраты при их изготовлении за счет уменьшения припусков и сокращения продолжительности технологических операций, а также повышается ресурс работоспособности деталей. Достигнутые результаты по улучшению геометрических параметров рабочих поверхностей и качества деталей в целом после динамической

стабилизации позволяют рекомендовать динамическую стабилизацию как наиболее эффективный метод повышения точности и долговечности изготовления деталей, имеющих нежесткую конструкцию и высокие требования к сохранению точности изготовления детали на протяжении длительного времени. Достигаемое улучшение качества деталей за счет динамической стабилизации невозможно достичь при той же стоимости затрат применением других методов, во многих случаях практически невозможно другими методами достичь такого улучшения качества деталей, которое достигается за счет динамической стабилизации.

Повышение качества изделий за счет снижения остаточных напряжений в большинстве случаев проявляется только в процессе эксплуатации или требует проведения цикла стендовых испытаний. Несмотря на достаточно убедительные доводы по снижению остаточных напряжений при использовании динамической стабилизации при изготовлении нежестких деталей, остается нерешенной проблема измерения фактических остаточных напряжений в производственных условиях непосредственно после изготовления деталей.

Вышеприведенный метод оценки остаточных напряжений путем измерения деформаций деталей спустя определенное время (вылеживание) неприемлем для производственных условий. Кроме того, при использовании динамической стабилизации важным условием выбора оптимального режима нагружения является не только достижение требуемой геометрической точности, но и оценка уровня остаточных напряжений.

В связи с этим одной из задач при использовании процессов динамической стабилизации при изготовлении нежестких деталей является одновременная разработка метода неразрушающего контроля остаточных напряжений в производственных условиях.

Список литературы:

1.Трансмиссии гусеничных и колесных машин / В.М.Труханов, [и др.];под ред. В.М.Труханова. – М.: Машиностроение. –2001.– 736 с.

2.Антонюк, В.Е. Особенности конструкции и технологии изготовления фрикционных дисков гусеничных и колесных машин /В.Е. Антонюк// Механика машин, механизмов и материалов. – 2016.– №3(36). – С.43 – 52.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ РЕЗАНИЯ И ПОДАЧИ НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Пронин А.И.[1],Мыльников В.В.[2], Кондрашкин О.Б.[2],

[1]*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,*
mdsov@knastu.ru

[2]*Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,*
mrmylnikov@mail.ru

A STUDY OF THE INFLUENCE OF CUTTING SPEED AND FEED ON SURFACE ROUGHNESS OF PARTS MADE OF HARDENED STEEL

Pronin, A.I., Mylnikov V.V., Kondrashkin O.B.

In the experimental study of the influence of several factors turning on the formation of the roughness of the cylindrical surface of the sample. The increase in the feed rate causes an increase in surface roughness. Set the speed range in which the roughness parameter Ra has minimal value.

В работе проведено экспериментальное исследование влияния ряда факторов токарной обработки на формирование шероховатости цилиндрической поверхности образца, изготовленного из стали 40Х по ГОСТ 1050-74, закаленного до твердости 40 HRC.

Анализ влияния подачи на шероховатость обработанной поверхности представлен на рис. 1. Результаты влияния величины подачи на шероховатость обработанной поверхности следующие: увеличение величины подачи от 0,08 до 0,24 мм/об вызывает соответственно увеличение шероховатости поверхности.

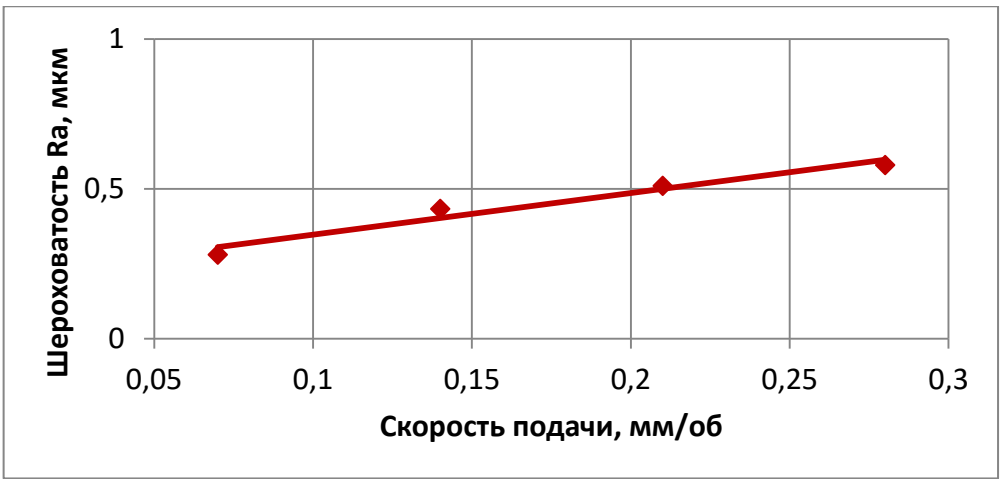


Рис. 1. *Влияние подачи на шероховатость обработанной поверхности при скорости резанья V = 390 м/мин; глубине резания t = 0,2 мм*

На рисунке 2 показано влияние изменение скорости резания на шероховатость обработанной поверхности.

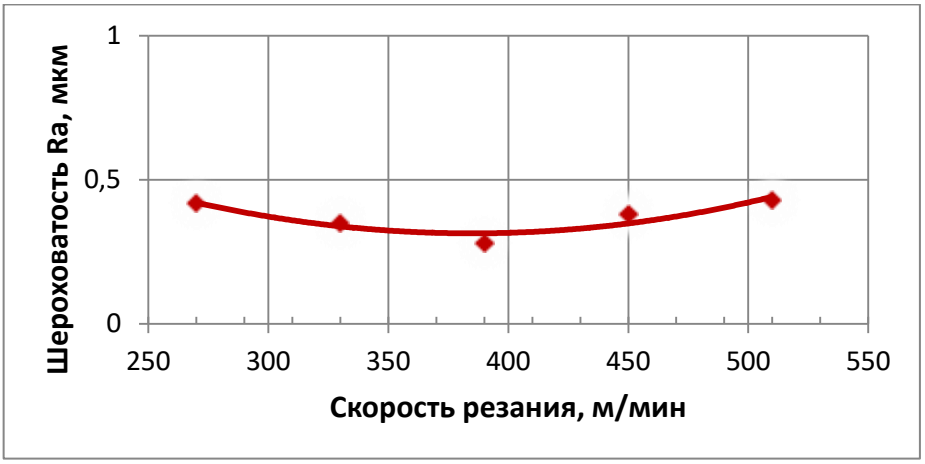


Рис. 2. Влияние скорости резания на шероховатость обработанной поверхности при скорости подачи S = 0,07 мм/об; глубине резания t = 0,2 мм

В интервале скоростей резания от 260 до 390 м/мин, параметр шероховатости Ra падает. В диапазоне скоростей резания - между 360 и 420 м/мин, шероховатость устойчива немного из-за сокращения составляющих сил резания, стабилизирующих систему механической обработки. Если скорость выше, чем 430 м/мин, кривые, связанные с шероховатостью берут формы возрастания из-за колебаний, связанных с высокими скоростями.

Литература:

1. David A. Stephenson, John S. Agapiou. Metal Cutting Theory and Practice. CRC Press, 2005. – 864 p.

2. Енек, М. Влияние состава покрытия инструментальных пластин методом PVD на шероховатость поверхности при точении / М. Енек, В. И. Серебряков, Л. Э. Шварцбург // Технология машиностроения. 2010. № 8. С. 25-28.

3. Пронин, А.И. Определение оптимальной скорости резания твердого точения с использованием сигналов акустической эмиссии/ А.И. Пронин, В.В. Мыльников, Е.А. Чернышев, Д.И. Шетулов // Контроль. Диагностика. 2014 . №4. С. 40-44.

4. Пронин, А.И. Причины низкой работоспособности пластин из режущей керамики при твердом точении/ А.И. Пронин, В.В. Мыльников, Е.А. Чернышев // Материаловедение. 2014. №5. С.13-15.

5. Пронин, А.И. Применение ортогонального центрального композиционного планирования экспериментов для оптимизации точения закаленной стали 40Х режущей керамикой/ Пронин А.И., Мыльников В.В., Щелкунов Е.Б., Виноградов С.В // Вестник машиностроения. 2016. №8. С.

****

ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ ПРОКАТА ЛИСТОВОГО ГОРЯЧЕКАТАНОГО ИЗ СТАЛИ ЭП750-Ш.

Нечаева О.А., Пчельникова Ю.А.
«Конструкторское бюро химавтоматики», Россия
o89525421078@yandex.ru, j.a.pchelnikova@gmail.com

Стали и сплавы, используемые в производстве, должны обладать свойствами, необходимыми для обеспечения качества и надёжной работы изделий. Материалы в процессе производства проходят комплекс операций, включая методы интенсивной пластической деформации. Термообработка позволяет получить необходимые механические, физические свойства и обеспечить необходимую микроструктуру материала.

Цель данной работы - исследование влияния разных режимов термообработки на механические свойства и микроструктуру проката листового (листа) горячекатаного из стали ЭП750-Ш.

Хромоникелевая сталь ЭП750-Ш относится к стали аустенитного класса. Аустенитная структура хромоникелевых сталей характеризуется высокой технологичностью, необходимой для операций горячей и холодной деформации. Листы из стали ЭП750-Ш в процессе производства проходит комплекс трудоёмких и энергоёмких операций, таких как штамповка, ротационная вытяжка, фрезеровка. Термической обработкой данных сталей является закалка, включающая в себя нагрев до заданной температуры и последующее быстрое охлаждение. Закалка является эффективным средством предупреждения межкристаллитной коррозии и придания стали оптимального сочетания механических и коррозионных свойств [1].

Таблица № 1

Образец	Предел прочности, $\sigma_в$, кгс/мм^2	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, кгс/мм^2	Относит. удлинение, δ,%
№ 1.1	91,9	68,3	41,3
	93,3	67,8	40,0
№ 1.2	93,3	69,8	40,6
	90,7	67,8	42,0
№ 2.1	92,6	67,6	45,3
	92,1	67,9	48,0
№ 2.2	92,4	68,9	46,6
	90,7	67,1	45,3
нормы по ТУ14-1-1731-76 (не менее)	75	35	35

Также на образцах был проведен микроструктурный анализ, который показал, что структура материала всех образцов аустенитная, границы зёрен тонкие (рис. 1÷4).

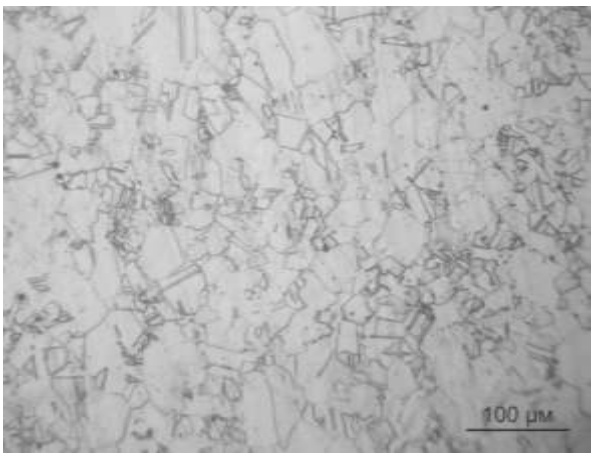


Рисунок 1. Микроструктура образца № 1.1

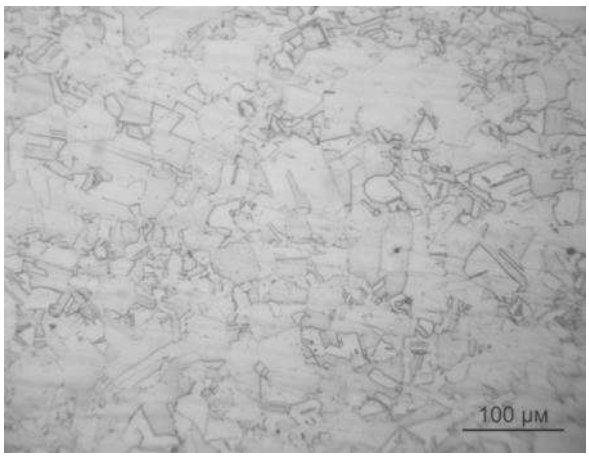


Рисунок 2. Микроструктура образца № 1.2



Рисунок 3. Микроструктура образца № 2.1

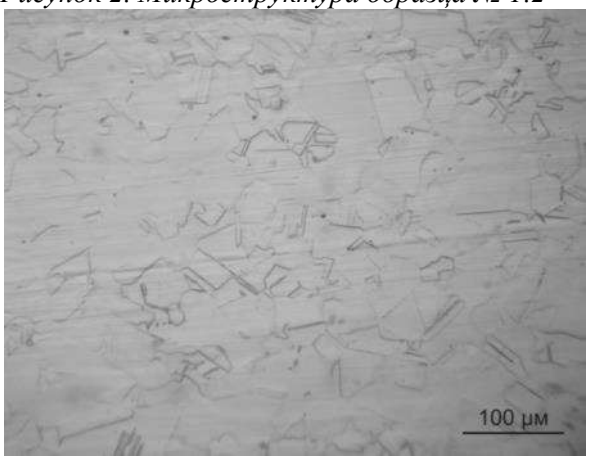


Рисунок 4. Микроструктура образца № 2.2

Согласно ТУ14-1-1731-76, рекомендуемый режим термообработки данной стали – закалка с нагревом до температуры Т = 1050-1100ºС.

С целью обеспечения оптимальных свойств и структуры материала из листа горячекатаного из стали ЭП750-Ш были изготовлены четыре вида образцов, которые прошли следующую термообработку:

- образцы № 1.1: нагрев до температуры Т = $1050^{\pm10}$ ºС, выдержка 15^{+5} мин., охлаждение на воздухе;
- образцы № 1.2: нагрев до температуры Т = $1050^{\pm10}$ ºС, выдержка 15^{+5} мин., охлаждение в воде;
- образцы № 2.1: нагрев до температуры Т = $1090^{\pm10}$ ºС, выдержка 15^{+5} мин., охлаждение на воздухе;
- образцы № 2.2: нагрев до температуры Т = $1090^{\pm10}$ ºС, выдержка 15^{+5} мин., охлаждение в воде.

Результаты механических испытаний образцов при комнатной температуре на соответствие требованиям ТУ14-1-1731-76 представлены в таблице № 1.

Величина аустенитного зерна по шкале ГОСТ 5639 [2] составляет:

- на образце № 1.1 - 9÷10 балл с отдельными зернами 7 балла;
- на образце № 1.2 - 8÷9 балл с отдельными зернами 7 балла;
- на образце № 2.1 - 7÷8 балл с отдельными зернами 5 балла;
- на образце № 2.2 - 7÷8 балл с отдельными зернами 5 балла.

Полученные результаты показывают, что механические свойства всех образцов соответствуют требованиям ТУ14-1-1731-76, с увеличением температуры закалки повышаются пластические свойства материала. Увеличение температуры закалки характеризуется ростом аустенитного зерна. Существенных различий в значениях механических свойств материала и микроструктуры образцов, охлажденных в разных средах, не наблюдается. Материал проката листового горячекатаного из стали ЭП750-Ш, термообработанный в интервале температур 1050-1090ºС, достаточно стабилен по свойствам и отличается необходимой работоспособностью.

Список литературы:

1. Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: Справочник. – 2 изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991. – 92с.

2. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 01.01.83. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003. – 18с.

****

ПРИМЕНЕНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ УЗМК ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВТ23, ВЫПОЛЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

Смирнова А.С.[1, 2, a)], Почивалов Ю.И.[1, b)], Панин В.Е.[1, 2], Панин С.В. [1, 2], Еремин А.В.[1, 2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН Томск, Россия

[2]Национальный исследовательский ТПУ, Томск, Россия

E-mail: nasO@mail2000.ru

APPLICATION OF ADVANCED ULTRASONIC FORGING FOR FATIGUE DURABILITY ENHANCING OF TI-6A1-4V ALLOY WELDED JOINTS FORMED BY LASER WELDING

Smirnova A.S.[1, 2], Pochivalov Yu.I.[1], Panin V.E.[1, 2], Panin S.V.[1, 2], Eremin A.V.[1, 2]

[1]Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

[2]National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

E-mail: nasO@mail2000.ru

Abstract. Welded joints are zones with reduced fatigue properties which decrease the operational characteristics and durability of structures. In order to overcome this issue it is necessary besides enhancing of welding process to develop postwelding treatment techniques. This work demonstrates the experimental results for microhardness, mechanical tensile properties, crack propagation and fracture processes of welded Ti-6A1-4V alloy in initial state and after advanced ultrasonic forging under cyclic loading conditions. The proposed treatment method significantly enhances fatigue durability, while ultimate strength remains at the same level. The reason for such improvement is attributed to changes in material microstructure, which leads to higher plasticity, thus crack propagation dissipates more energy and retards. However, the effect was revealed only at micro- and mesolevel, but almost do not affect the fatigue fracture toughness at macrolevel.

Внедрение в эксплуатацию конструкционных материалов с наноструктурными покрытиями и наноструктурированными поверхностными слоями требует всестороннего изучения деформационного поведения этих материалов в различных условиях нагружения (активное растяжение или сжатие, циклическое нагружение, термоциклирование, высокотемпературная ползучесть и т.д.). Особенно это актуально для сварных соединений, для которых поверхностное наноструктурирование позволяет кратно поднять усталостную долговечность. Такие исследования позволяют определить критические значения деформаций и напряжений, до которых система «наноструктурированный поверхностный слой (наноструктурное покрытие) – подложка» сохраняет свои служебные свойства. Для оценки деформационного поведения материалов в условиях различных типов нагружений очень эффективным является метод корреляции цифровых изображений, который позволяет с высокой точностью определить поля смешений и построить распределение деформаций на поверхности исследуемого материала. Его применение для сварных соединений дают возможность определить критические значения деформаций и напряжений, как для образца в целом, так и для отдельных локальных областей. Области локализации напряжений оказывают определяющее влияние на развитие процессов пластической деформации и разрушения конструкционных материалов на всех масштабных уровнях [1-2].

В данной работе целью является исследование особенностей деформации, роста трещины и разрушения образцов титанового сплав ВТ23 со сварными соединениями, выполненными лазерной сваркой, в том числе после комбинированной ультразвуковой обработки.

С использованием метода корреляции цифровых изображений, растровой и просвечивающей микроскопии выявлены особенности микроструктуры и процесса разрушения сварных соединений титанового сплава ВТ23 после лазерной сварки в исходном состоянии и после комбинированной обработки.

Статические испытания на растяжение сварных соединений сплава ВТ23 показали, что разрушение всегда проходит по основному металлу (в том числе для образцов после обработки), а, следовательно, прочность сварных соединений выше прочности основного металла. Предел прочности после обработки не изменяется, однако, снижается предел текучести на 10% и незначительно увеличивается удлинение при разрушении (на 3%). Усталостная долговечность образцов сварных соединений после комбинированной УЗМК увеличилась на ~80%.

С применением методов просвечивающей микроскопии изучена тонкая структура сварных соединений после лазерной сварки и последующей комбинированной обработки. В α+β титановом сплаве ВТ23 характерно наличие пластинчатой структуры с размером зерен ~1,5-4 мкм. После сварки структура в сварном шве разнозернистая, вблизи зоны сплавления мелкозернистая глобулярная структура размером ~1-3 мкм. В центре сварного шва после обработки внутри крупных зерен идет измельчение структуры с формированием большого количества дислокаций и α+β пластин. Темнопольный анализ показывает, что разориентация между соседними зернами превышает 10-15 градусов, в поверхностном слое формируется пластическая структура с размером зерна (толщина пластин) менее 200 нм [2].

Фрактографический анализ методом сканирующей электронной микроскопии образцов сплава ВТ23 после МЦУ показывает, что излом сварного соединения после лазерной сварки в исходном состоянии представляет собой квазискол с четырьмя характерными зонами разрушения. Применение метода цифровой корреляции изображений (система Vic-2D) позволило установить, что трещина в сварных соединениях всегда зарождается с поверхности в зоне сплавления и продвигается радиальным веерообразным фронтом. Первая зона - четко различимый фокус излома, с рубцами, веерообразно расходящимися в направлении развития разрушения (фронт зарождения и распространения трещины). В этой зоне наблюдаются межзеренные фасетки в виде многоугольников, образовавшиеся при разрушении. Вторая зона – зона движения и распространения трещины, где наблюдается небольшой участок ускоренного разрушения, с гребнями волокнисто-полосчатого рельефа. Третья область – более хрупкая полосчатая зона разрушения и четвертая – область волокнистого долома. На мезомасштабном уровне при разрушении формируется волокнистая структура. На ее профиле хорошо выражена мелкомасштабная ячеистая морфология поверхности, связанная с динамическими ротациями.

После обработки поверхность усталостного разрушения сварных соединений имеет четко выраженный многоуровневый характер. Зарождение трещины также начинается с поверхности образцов и движется радиально, однако с существенно менее развитым ручьистым узором, что свидетельствует о более вязком характере роста усталостной трещины в материале после обработки. Далее формируется протяженная зона волокнисто-полосчатого рельефа излома, в которой доля вязкой составляющей значительно выше, чем у образца без обработки. Зона долома, образцов сварных соединений сплава ВТ23 после МЦУ также характеризуется более вязким характером поверхности разрушения.

Зарождение трещины при испытаниях на МЦУ образцов сварных соединений сплава ВТ23 как без обработки так и обработанных УЗМК происходит после одинакового количества циклов наработки, однако, дальнейший рост трещины в образце после комбинированной УЗМК замедляется, так как это требует больших затрат энергии вследствие большей пластичности материала. Отметим, что эффект замедления роста трещины, наблюдаемый в материале после обработки, проявляется только на микро- и мезомасштабных уровнях деформации и практически не оказывает влияния на трещиностойкость материала при достаточно больших размерах трещины.

Выполнена оценка площади, занимаемой каждой зоной разрушения. Показано, что УЗМК не оказывает влияния на площадь зоны усталостного разрушения, при этом на 25% увеличивается доля вязкого волокнистого излома и отсутствует зона хрупкого волокнисто-полосчатого. Площадь зоны лавинного разрушения (долома) также снизилась на 10% после обработки сварных соединений методом комбинированной УЗМК.

Таким образом, комбинированная ультразвуковая механическая ковка является эффективным способом обработки, позволяющим уменьшить неоднородность сварных соединений по химическому и структурному составу и значительно повысить усталостную долговечность сварных соединений.

Список литературы

1.Панин В.Е., Каблов Е.Н., Плешанов В.С., Клименов В.А., Иванов Ю.Ф., Почивалов Ю.И., Кибиткин В.В., Напрюшкин А.А., Нехорошков О.Н., Лукин В.И., Сапожников С.В. // Влияние

ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 / Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – № 2. – С. 85–96.

2.Кныш В.В., Соловей С.А., Кузьменко А.З. Эффективность упрочнения высокочастотной механической проковкой стыковых сварных соединений с длительной наработкой. - Автоматическая сварка, 2014, № 11.

****

РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ДРЕССИРОВКИ ХОЛОДНОКАТАНЫХ ОТОЖЖЕННЫХ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС

Тимофеева М.А., Гарбер Э.А.

Череповецкий государственный университет, Кафедра металлургии, машиностроения и технологического оборудования, Череповец, Россия;
E-mail: ma.timofeeva@yandex.ru, mamz2011@mail.ru

DEVELOPMENT OF THEORY AND IMPROVEMENT OF TEMPER ROLLING COLD-ROLLED ANNEALED STEEL STRIPS

Timofeeva M. A., Garber E. A.

Cherepovets state University, Department of Metallurgy, engineering and technological aquipment, Cerepovets, Russia

Аннотация

Изложены и обоснованы новые положения теории дрессировки холоднокатаных отожженных полос: использование модели трения покоя между полосой и валками, раздельное вычисление коэффициентов трения на упругих и пластическом участках очага деформации с учетом специфики изменения по его длине предела текучести полосы. Применение новых положений снизило погрешности энергосилового расчета в 3-5 раз, способствовало улучшению качества полос и экономии энергозатрат.

Abstract

Stated and justified the new provisions of the theory of temper rolling of cold rolled annealed strips: use the model of static friction between strip and rolls, a separate calculation of friction coefficients for the elastic and plastic parts of the deformation taking into account the specifics of the change in length of the yield strength of the strip. The application of the new provisions reduced the error power calculation in 3-5 times, contributed to the improvement of quality bands and energy savings.

Дрессировка – один из специфических процессов холодной прокатки, напряженно-деформированное состояние (НДС) которого имеет ряд существенных особенностей, не позволяющих применить для расчета энергосиловых параметров дрессировочных станов современные методы теории холодной прокатки [1].

Одна из особенностей состоит в том, что относительные обжатия при дрессировке находятся в диапазоне 0,8-1,2 %, что на порядок меньше минимальных частных обжатий, применяемых в последних клетях станов холодной прокатки. Длина очага деформации при столь малых обжатиях составляет 1,5-4,5 мм, причем больше половины этой длины занимают упругие участки. В таких условиях проскальзывание полосы относительно бочки валков, имеющей шероховатую поверхность, вряд ли возможно, т.е. основной вид трения в очаге деформации дрессировочной клети – трение покоя, в то время, как на станах холодной прокатки преобладающий вид контактного трения – скольжение.

Вторая особенность состоит в закономерностях изменения сопротивления деформации (условного предела текучести $\sigma_{0,2}$) по длине очага деформации. В отличие от холодной прокатки, где происходит постепенное увеличение $\sigma_{0,2}$ по мере роста суммарного обжатия, в диапазоне обжатий процесса дрессировки 0,5-1,5% имеет место уменьшение $\sigma_{0,2}$ (с минимумом при обжатиях 0,3-0,8%), и лишь при увеличении обжатия свыше 0,8% значения $\sigma_{0,2}$ начинают постепенно расти.

Учитывая указанные различия НДС полосы при холодной прокатке и дрессировке, мы разработали новую теорию дрессировки, основные положения которой в кратком изложении состоят в следующем [2].

1. Поскольку пластическая деформация происходит на участке, длина которого меньше половины длины очага деформации, в условиях трения покоя принято допущение о постоянстве скорости дрессируемой полосы в очаге деформации. Это внесло в расчет сил и мощности дрессировки погрешность менее 0,5 %, но позволило существенно снизить влияние на погрешность расчета других факторов технологии.

2. С учетом специфики процесса трения при дрессировке предложено отказаться от усреднения коэффициентов трения покоя по всей длине очага деформации и усреднять их отдельно на каждом участке. Для расчета коэффициентов трения покоя между полосой и валками на упругих и пластическом участках очага деформации получены новые формулы, впервые учитывающие влияние не только шероховатость поверхности рабочих валков, но и условного предела текучести полосы, изменяющегося в функции относительного обжатия. Из полученных формул следует, что на упругих участках коэффициенты трения покоя постоянные, причем на втором упругом участке коэффициент трения больше, чем на первом, а на пластическом участке он возрастает от первого упругого участка ко второму.

3. Нормальные контактные напряжения, сила и мощность дрессировки определяются с учетом новых закономерностей контактного трения.

4. В связи с допущением о трении покоя и постоянной скорости полосы, работа пластической деформации совершается преимущественно нормальными силами, возникающими под воздействием контактных напряжений, и рассчитывается с использованием классической формулы Финка.

Адекватность разработанной математической модели проверяли путем сравнения расчетных с фактических значений усилий и мощности дрессировки, по данным дрессировочного стана «1700» ПАО «Северсталь». Среднее значение отклонения расчетных значений энергосиловых параметров (усилие, мощность) дрессировки от фактических не превысило 6 %.

Исследования влияния основных технологических параметров процесса дрессировки на энергозатраты и показатели качества холоднокатаной полосы, выполненные с применением новой теории дрессировки позволили выявить следующее [3, 4, 5].

С увеличением переднего натяжения полосы наблюдается пропорциональный рост потребляемой мощности двигателем моталки, однако это увеличение перекрывается более интенсивным уменьшением потребляемой мощности двигателем главного привода рабочей клети, в результате суммарная мощность затраченная на процесс дрессировки уменьшается.

Увеличение заднего натяжения приводит к увеличению мощности двигателя разматывателя, работающего в генераторном режиме, т.е. к поступлению в сеть дополнительной энергии. Однако заднее натяжение, увеличиваясь, вызывает рост протяженности зоны отставания в очаге деформации рабочей клети, в результате чего возрастающий в ней расход энергии существенно перекрывает экономию, обеспечиваемую двигателем разматывателя, и суммарная потребляемая мощность двигателей стана возрастает.

При повторной дрессировке влияние на механические свойства и на способность к глубокой вытяжке холоднокатаной полосы оказывает не распределение обжатий между первой и второй дрессировками, а их суммарное значение, которое определяется исходя из требуемого значения предела текучести металла после дрессировки.

Анализ причин появления поверхностного дефекта «полосы нагартовки» позволил сделать вывод о том, что он появляется в результате вибраций валков в последней клети непрерывного стана холодной прокатки или в дрессировочном стане. Для исключения данного дефекта необходимо, чтобы подушки рабочих валков были постоянно прижаты к передним или задним по ходу прокатки вертикальным плоскостям окна станины. Это условие обеспечивается, если суммарная сила реакции, действующая на подушки рабочих валков со стороны опорных плоскостей в горизонтальной плоскости, не меняет своего направления при всех возможных колебаниях технологических режимов.

С использованием изложенных новых положений теории дрессировки разработаны, испытаны и внедрены технологические усовершенствования, в результате чего существенно улучшилась плоскостность готовых полос и сократились на 5-10 % общие затраты электроэнергии на действующем дрессировочном стане.

Литература

1.Гарбер Э.А. , Кожевникова И.А. Теория прокатки: учебник – Изд-во «ТНТ», Ст. Оскол, 2015. – 312 с.

2.Тимофеева М.А., Гарбер Э.А. Процесс дрессировки холоднокатаных стальных полос (теория, технология, оборудование, тенденции их развития и совершенствования): Моногр. – Череповец: ЧГУ, 2017. – 155 с.

3.Причины возникновения и методы устранения на поверхности холоднокатаных автомобильных листов дефектов «поперечная ребристость и «полосы нагартовки»/Гарбер Э.А., Павлов С.И., Кузнецов В.В., Тимофеева М.А., Трайно А.И.// Металлы. – 2009. – № 1. – С. 12-20

4.Совершенствование режимов работы дрессировочного стана на основе развития теории дрессировки стальных отожженных полос. *Тимофеева М.А., Гарбер Э.А. и др.* // «Проблемы черной металлургии-2014» Международный научный семинар в рамках Всероссийской научно-практической конференции «Череповецкие научные чтения–2014» (11 декабря 2014 г.): Сборник статей / Отв. ред. Э.А. Гарбер. – Череповец: ЧГУ, 2015. – С. 97-105 с.

5.Усовершенствование методов расчета режимов дессировки для повышения качества холоднокатаных листов/ Тимофеева М.А., Гарбер Э.А., Левин И.А.// Материалы всероссийского научного семинара «Научно-технический прогресс в металлургии» в рамках всероссийской научно-практической конференции «Череповецкие научные чтения -2010» (22-23 ноября 2010 г.): Сборник статей / Отв. Ред. Э.А. Гарбер – Череповец: ЧГУ, 2011. – С. 135-143

****

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВ АЛЮМИНИЯ И НИКЕЛЯ НА ЭНЕРГОВЫДЕЛЕНИЕ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА ALNI

Топоров Ю.П, Киселев М.Р., Клюев, В.А., Лознецова Н.Н., Малкин А.И., Попов Д.А., Савенко В.И.

ФГБУН Институт физической химии и электрохимии РАН, Россия, Москва.
E-mail: visavenko@rambler.ru

THE EFFECT OF PRELIMINARY MECHANICAL ACTIVATION OF POWDERS OF ALUMINUM AND NICKEL ON THE ENERGY RELEASE DURING FORMATION OF ALNI INTERMETALLIC COMPOUND

Toporov Yu.P., Kiselev M.R., Kluev V.A., Loznetsova N.N., Malkin A.I., Popov D.A., Savenko V.I.,

Methods of DT- and DSC-thermal analyses have been used for examination the thermal heat energy releasing during the reaction of the formation the intermetallic compound NiAl from the powders preliminary subjected to mechanical activation process in inactive (hexane) and a surfactant (a 2.5% strength solution of oleic acid in hexane) grinding media.

Известно, что термодинамически допустимые реакции образования интерметаллидов являются, как правило, экзотермическими и сопровождаются значительным тепловыделением. При этом возникает вопрос, может ли предварительная механоакивация (энерговозбуждение) металлических компонентов, участвующих в такой квазихимической реакции, повлиять на величину выделяемой при этом тепловой энергии, т.е. изменить теплоту реакции образования интерметалидов.

Как известно, в результате механического воздействия порошковый материал переходит в термодинамически метастабильное (энергетически возбужденное) состояние, характеризуемое неравновесной дефектной структурой кристаллической решетки. Поэтому можно ожидать, что термодинамические характеристики и параметры химических и квазихимических реакций, протекающих с участием таких механоактивированных реагентов, будут меняться в сторону их смягчения. В то же время большинство реакций образования интерметаллидов между металлами, имеющими достаточно высокие температуры плавления, начинается при весьма высоких гомологических температурах. В процессе их достижения при нагреве активированной смеси может произойти отжиг неравновесных точечных и линейных дефектов и структурная релаксация порошкового материала, элиминирующая его механоактивированное состояние. Поэтому многие исследователи полагают, что предварительная механоактивация многокомпонентной порошковой смеси не может сколько-нибудь заметно повлиять на термодинамические параметры и тепловые эффекты реакции образования интерметаллидов.

Вместе с тем, прямые эксперименты в ряде случаев опровергают эту точку зрения. Они показывают, что реакции образования интерметаллидов с применением предварительно механически активированных смесей порошковых реагентов могут протекать при температурах, существенно более низких, чем температуры отжига линейных и точечных дефектов, а также температуры протекания других релаксационных процессов, наблюдающихся в возбужденных кристаллических решетках механически активированных металлов.

В данной работе методами термоактивационного ДТ- и ДСК-анализа изучено термическое поведение стехиометрической смеси порошков никеля и алюминия, предварительно подвергнутой механической активации в нейтральной (гексан) и поверхностно-активной (2,5%-ном растворе олеиновой кислоты в гексане) размольных (дисперсионных) средах. Механоактивация порошковых смесей осуществлялась в планетарной мельнице - активаторе АГО-2У, снабженном проточным водяным охлаждением, что предотвращало перегрев системы и протекание динамических релаксационных процессов в материалах в процессе их механообработки.

На рис.1 и 2 приведены ДТ- и ДСК-графики порошковых смесей компонентов Al/Ni, приготовленных из порошков, находившихся в исходном неактивированном состоянии (кривые 1), после предварительной механоактивации суспензий Al/Ni в дисперсионной среде гексана (кривые 2), а также в дисперсионной среде, содержавшей ПАВ – в 2,5% растворе олеиновой кислоты в гексане (кривые 3). Все эксперименты проводили при нагреве порошковых проб в чистом аргоне при одной и той же скорости нагрева 4,5 град/мин

Сопоставительный анализ графиков ТГ и ДСК, полученных для смесей порошков с разной предысторией, свидетельствует о различном характере протекания реакции образования интерметаллида в случае использования в качестве реагентов механоактивированных и немеханоактивированных порошковых смесей. Кроме того, существенное влияние на термодинамические параметры реакции оказывает используемый при механоактивации вид дисперсионной (размольной) среды.

Температурный ход ТГ-кривых порошковых смесей свидетельствует об общем для всех порошков уменьшении их веса при нагреве благодаря процессу испарения неизбежно присутствующего в порошках водного конденсата. При этом наименьшее количество конденсата наблюдается в порошках, механоактивированных в инертной среде (гексане), наибольшее – в порошках, обработанных в среде, содержащей ПАВ (рис.1). Это связано с тем обстоятельством, что механоактивация порошков в поверхностно-активных средах заметно увеличивает как их удельную поверхность, так и адсорбционную емкость последней. С другой стороны, механоактивация порошков в инертной органической среде гексана гидрофобизует поверхность порошковых частиц. В результате они адсорбируют меньшее количество водного конденсата, нежели механически необработанные частицы, покрытые естественной гидрофильной оксидной пленкой.

Последующее увеличение веса порошковых смесей при нагреве может быть связано с процессами окисления/азотирования газами, поступающими в сравнительно небольших количествах из нагревательной системы при повышенных температурах. Очевидно, что такие процессы должны протекать наиболее интенсивно в смесях механоактивированных порошков, что и наблюдается на опыте (см. рис.1).

ДСК-эксперименты показали, что неактивированная смесь Al/Ni взаимодействует с образованием интерметаллида AlNi строго при $T = 653{,}5^0$C, т.е. реакция протекает при плавлении алюминиевой компоненты смеси. Смесь порошков, механоактивированных в гексане, начинает реагировать уже при 200^0C, причем пик энерговыделения на ДСК-кривой наблюдается при $T = 450^0$C. В то же время смесь, механоактивированная в среде, содержавшей ПАВ, также начинает реагировать при $T = 200^0$C, но пик энерговыделения на ДСК-кривой наблюдается при $T = 636^0$C. Таким образом, реакция образования интерметаллида в случае использования механоактивированных порошковых реагентов начинается задолго до расплавления частиц алюминия. Очевидно, что такая реакция протекает намного раньше возможного включения релаксационных процессов возврата, отжига и рекристаллизации в механоактивированных материалах, находящихся в энерговозбужденном (метастабильном) состоянии. Можно полагать, что такая реакция является преимущественно твердофазной, а ее механизмом является гетеродиффузия атомов более легкоплавкой компоненты порошковой смеси (Al) в более тугоплавкую (Ni).

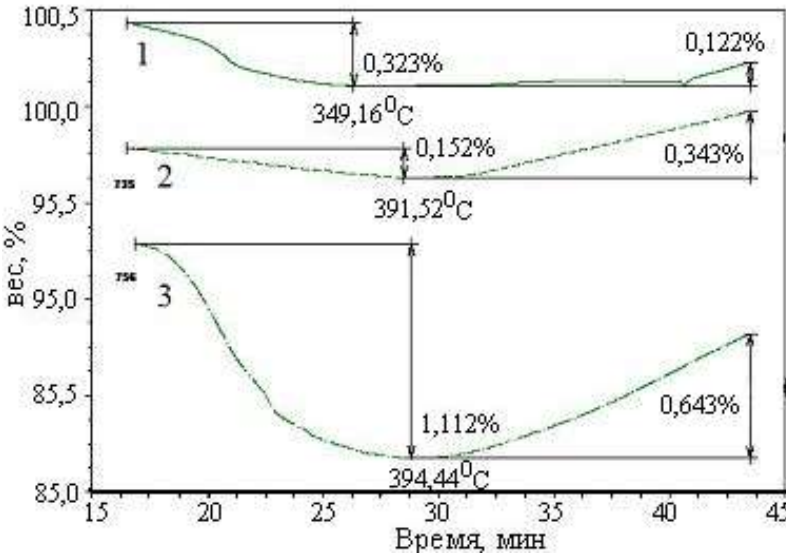


Рис. 1. ДТА-графики смеси Al-Ni Нагрев в аргоне

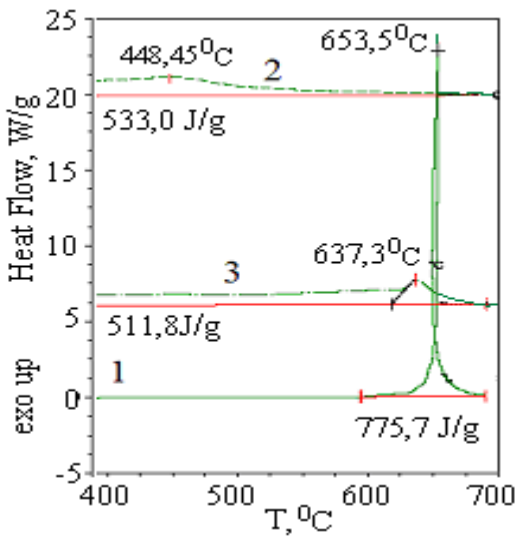


Рис. 2. ДСК-графики смеси Al-Ni Нагрев в аргоне

Следует также отметить фиксируемый на ДСК-кривых факт влияния механоактивации на величину энергии, выделяемой при прохождении реакции образования алюминида никеля. Если энергетический выход реакции при взаимодействии неактивированных металлов Q = 775 Дж/г, то суммарное энерговыделение при взаимодействии компонентов смеси, механоактивированной в гексане, равно Q = 933 Дж/г. Вместе с тем, для порошков, механоактивированных в размольной среде, содержащей ПАВ (2,5% раствор олеиновой кислоты в гексане), энерговыделение оказывается несколько меньше Q = 911 Дж/г. Снижение величины Q в последнем случае объясняется тем, что при механообработке порошков в размольной среде, содержащей ПАВ, эффект механоактивации несколько уменьшается из-за смягчения граничных условий в трибоконтактах (эффект пластифицирования по Ребиндеру).

****

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ БИОСОВМЕСТИМОСТИ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА

Федюк И. М., Якубов А.Д, Колмакова А.А., Сударчикова М.А., Серегин А.В., Извин А.В., Афонин А.Ю., Каплан М.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

a-re-a@ya.ru

FORMATION OF GRADIENT STRUCTURES BASED ON TITANIUM NIKELIDE TO IMPROVE THE BIOCOMPATIBILITY OF THE MEDICAL ALLOY

Fedyuk I.M., Yakubov A.D, Kolmakova A.A., Sudarchikova M.A., Seregin A.V., Izvin A.V., Afonin A.Yu.,, Kaplan M.A.

Abstract. On the basis of nanostructured titanium nickelide layered composite materials of medical appointment with titanium oxide and nitride surface layers were obtained by thermal treatment in air or vacuum atmosphere. The structure of the materials was studied with the help of TEM, SEM, X-ray diffractometry and electron Auger spectroscopy. The static mechanical properties were studied, the permanence of the SME of the substrate is shown.

Никелид титана (TiNi) относят к одним из самых известных материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) [1-3]. Его особенностями являются высокая прочность (предел прочности при растяжении 900 МПа), хорошие характеристики формозапоминания и сверхэластичности, он используется как биосовместимый материал, так как обладает физико-механическими свойствами, близкими к тканям организма [4]. Но никелид титана трудно обрабатывается при изготовлении деталей из-за своей высокой прочности, особенно при обработке резанием. Также существует

вероятность токсического и аллергического воздействия никелида титана на организм из-за возможности выделения никеля из материала в результате коррозии [5-8]. В связи с этим важно увеличить коррозионную стойкость материала и улучшить его биосовместимость. Исследования показывают, что качество поверхности, обусловленное характеристиками производства, никелида титана определяет эти параметры.

Для изменения эксплуатационных свойств никелида титана применяют различные методы [6,9-14] – легирование, структурирование, термическую обработку, модификацию уже имеющейся или формирование новой поверхности. Из-за наличия титана сплав легко присоединяет азот и кислород, причем оксид и нитрид титана являются коррозионно-стойкой и биосовместимой фазой. При этом во внешнем оксидном слое должно быть минимальное количество повреждений и загрязнений. Тонкие оксидные слои предпочтительнее, так как они имеют большую гибкость и могут подстраиваться под нагрузки, возникающие в ходе эксплуатации сверхэластичного сплава.

В зависимости от назначения (упрочнение поверхности, защита от коррозии, повышение усталостной прочности) технологические процессы окисления и азотирования могут существенно отличаться. Целью данной работы являлось исследование процессов формирования оксидных и нитридных поверхностных слоев на никелиде титана и их влияния на механические свойства сплава.

Термическая обработка для всех режимов проводилась в муфельной печи серии LOIP LF, модель 7/13-G2 со встроенным программным обеспечением для выполнения нагрева, закалки, отжига различных материалов в воздушной среде при температурах от +100°C до +1300°C. Перед проведением термической обработки печь нагревалась до заданной температуры отжига. Затем в неё помещались образцы и выдерживались при постоянной температуре выбранное время. При этом в печи поддерживалась постоянная температура $T_{отжига}$. После этого проводилась нормализация. Отжигу подвергались проволоки с исходном состоянии (после волочения) или после механической обработки поверхности, когда проволоки в исходном состоянии подвергали последовательной шлифовке поверхности наждачной бумагой зернистостью от 180 до 1000 grit и конечной обработке пастой Гои до зеркальной поверхности.

Азотирование никелида титана проводилось в графитовой печи горячего прессования HP20-3560-20. Модель позволяет работать как в вакууме, так и в инертной атмосфере. При температуре T=1150°C и скорости подъема температуры 10 град/мин проводилась химико-термическая обработка двух образцов никелида титана в среде азота. Первый образец нагревался вместе с печью до температуры 1150°C, после охлаждался вместе с печью. Второй образец дополнительно выдерживался при той же температуре 5 минут и также охлаждался вместе с печью.

Была показана возможность получения оксидных и нитридных поверхностных слоев различной протяженности на никелиде титана методами отжига и азотирования на воздухе.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 14-29-10208 «офи_м».

Литература

1.Zabolotnyi V.T., Belousov O.K., Palii N.A., Goncharenko B.A., Armaderova E.A., Sevost'yanov M.A.Materials science aspects of the production, treatment, and properties of titanium nickelide for application in endovascular surgery // Russian metallurgy (Metally). 2011. T. 2011. № 5. C. 437-448.

2.Севостьянов М.А., Федотов А.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Баринов С.М., Гончаренко Б.А., Комлев В.С., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Тетерина А.Ю., Насакина Е.О., Леонова Ю.О., Леонов А.В. Механические свойства композиционного материала «наноструктурный нитинол — хитозан» // Материаловедение, 2014. - № 3. - С. 34 – 37

3.Баикин А.С., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Колмаков А.Г., Парфенов А.А., Симаков С.В. Механические свойства наноструктурного сплава NiTi медицинского назначения // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 2. С. 26–30

4.Заболотный В.Т., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Насакина Е.О. Совершенствование медицинских изделий для эндоваскулярных операций. // Интеграл, 2013. - № 4 (72). - С. 42-45.

5.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Исследование коррозионной стойкости и биосовместимости нитинола // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 37–49.

6.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава

с эффектом памяти формы NiTi . Способы изменения коррозионной стойкости нитинола // Перспективные материалы, 2014. - №9. - С. 19–33.

7.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Состав и структура до и после коррозии // Материаловедение, 2014. - №8. - С.40–46.

8.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Выход ионов // Материаловедение, 2014. - №9. - С.30-37.

9.Nasakina E.O., Baikin A.S., Sevost'yanov M.A., Kolmakov A.G., Zabolotnyi V.T., Solntsev K.A. Properties of nanostructured titanium nickelide and composite based on it // Theoretical Foundations of Chemical Engineering, 2014. - V.48. №.4. - P.477–486.

10.М. А. Севостьянов, А. Ю. Федотов, Е. О. Насакина, А. Ю. Тетерина, А. С. Баикин, К. В. Сергиенко, А. Г. Колмаков, В. С. Комлев, В. Е. Иванов, О. Э. Карп, С. В. Гудков, С. М. Баринов К.А. Кинетика высвобождения антибиотиков из биодеградируемых биополимерных мембран на основе хитозана // Доклады Академии наук, 2015, том 465, № 2, с. 194-197

11.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Демин К.Ю., Михайлова А.Б., Гольдберг М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Использование способа ионно-атомного осаждения для создания одномерных композитов // Материаловедение, 2015, № 1, с. 47-51

12.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Михайлова А.Б., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Получение наноструктурного композиционного материала с эффектом памяти формы для биомедицинских изделий // Неорганические материалы, 2015, том 51, № 4, с. 453-457

13.Насакина Е.О., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Фадеев Р.С., Фадеева И.С., Гудков С.В., Солнцев К.А. Биосовместимость наноструктурного нитинола с поверхностными композиционными слоями из титана или тантала, сформированными методом магнетронного напыления // Доклады Академии наук, 2015, том 461, № 1, с. 49–52

14.Насакина Е.О., Ковалева Е.Д., Севостьянов М.А., Михайлова А.Б., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Микротвердость наноструктурного композиционного материала // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2015. – № 3, том 81. – С. 23 – 26

УДК 669.245.018.44

****

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДИСКОВ ВЕРТОЛЕТНОГО ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Короткий А. В., Овсепян С. В., Помельникова А. С.

Россия, ГНЦ РФ ФГУП ВИАМ, andreikorotkiy@gmail.com,pomelnikovalla@rambler.ru

Проведен анализ технологий изготовления штамповок дисков диаметром до 350 мм для вертолетного газотурбинного двигателя (ГТД) из труднодеформируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ175. Выбрана оптимальная технология, обеспечивающая равномерную структуру штамповки и требуемый уровень механических свойств.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, диск турбины, ВЖ175, технология, газотурбинный двигатель, структура, свойства.

The technology of producing forgings of the disk up to 350 mm in diameter for small size gas turbine engine (GTE) from hard-deformed heat-resistance nickel alloy VH175. Optimal technology providing homogeneous structure of the forging and the needed level of the mechanical properties has been chosen.

Key words: heat-resistance alloy, turbine disk, VH175, technology, turbine engine, structure, properties.

Диски турбин и компрессора являются одними из самых ответственных и высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей (ГТД), работающие в условиях высоких температур и

динамических нагрузок. Именно поэтому особенно высокие требования по комплексу свойств, предъявляются к сплавам, предназначенным для их изготовления[1].

Современные промышленные жаропрочные сплавы имеют сложный химический и фазовый состав, трудно поддаются деформации и имеют высокую себестоимость производства. Поэтому разработка и совершенствование технологий, обеспечивающих высокий выход годного и снижение трудоемкости, повышающие качество продукции, является сложной задачей металлургических предприятий.

В данной работе проведен сравнительный анализ двух способов изготовления дисков второй ступени ГТД из жаропрочного деформируемого сплава на никелевой основе ВЖ175 для модернизированного вертолетного двигателя. Первая технология включает вакуумную индукционную (ВИ) выплавку с переплавом методом высокоградиентной направленной кристаллизации (ВГНК) с последующей изотермической деформацией слитка на гидравлическом прессе. Вторая технология включает ВИ выплавку с вакуумным дуговым переплавом (ВД) после чего из слитка получают прессованный пруток (пресс-пруток), который подвергают изотермической деформации.

Технология, при которой применяется ВГНК метод, показала недостаточную степень проработки структуры, что было установлено при исследовании макроструктуры заготовки. В то же время штамповка, изготовленная из пресс-прутка, имеет равномерную структуру по всей поверхности заготовки и полностью рекристаллизованное зерно.

Результаты испытаний показали, что технология изготовления штамповок дисков из слитков ВГНК жаропрочного деформируемого сплава ВЖ175 не обеспечивает требуемые характеристики кратковременной прочности, пластичности и жаропрочности. Результаты работы были подкреплены фрактографическим исследованием изломов образцов после механических испытаний.

Комплексный анализ результатов механических испытаний подтвердил, что в ступичной части из-за непроработанной структуры прочность ниже норм технического условия более чем на 20%, пластичность почти в 2 раза. Штамповки дисков из сплава ВЖ175, изготовленные из прессованного прутка, обеспечивают в зоне полотна требуемую прочность, пластичность, жаропрочность и малоцикловую усталость (МЦУ).

В работе изучались такие важнейшие параметры, как коэффициент использования металла (КИМ), другие механические свойства, исследовалась микроструктура заготовок после термической обработки.

Установлено, что технология ВИ выплавки с ВД переплавом и получением прессованного прутка, с последующей его изотермической деформацией, является оптимальной для производства крупногабаритных дисков, диаметром 350мм.

Литература

1. Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии : Науч.-технич. сб. – М.: ВИАМ, 2011. – №2. – С. 25-30.

2. Деформация и свойства материалов для авиационной и космической техники: тр. Междунар. конф. / Пер. с англ. Бернштейна Л.М., Матевосяна А.П., Сандлера В.С. – М.: Металлургия, 1982. – 376 с.

3. Б.С. Ломберг, С.В. Овсепян, В.Б. Латышев «Современные деформируемые жаропрочные сплавы» / Труды международной научно-технической конференции «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение», 25-26 апреля 2006. М.: ВИАМ, 2006, 378 с.

4. «Буклет» ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ / Под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. Москва. 2012 – 72 с.

5. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения // Авиационные материалы и технологии : Науч.-технич. сб. – М.: ВИАМ, 2010. – №2. – С. 3-7

6. Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки высокожаропрочных никелевых сплавов нового поколения для дисков перспективных газотурбинных двигателей.: дис. … канд. техн. наук : 05.16.01 : защищена 19.04.11 : утв. 08.07.11 / Бакрадзе Михаил Михайлович. — М., 2011. — 118 с.

****

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО УРОВНЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХОЛОДНОКАТАНОГО ПРОКАТА НА ОСНОВЕ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Кожевников А.В.[1], Тимофеева М.А.[2], Шалаевский Д.Л.[3]

1 - Череповецкий государственный университет,
Кафедра электороэнергетики и электротехники, Россия;
2- Череповецкий государственный университет,
Кафедра металлургии, машиностроения и технологического оборудования, Россия;
3- Череповецкий государственный университет,
Научно-исследовательский сектор, Россия;
E-mail: avk7777@bk.ru, ma.timofeeva@yandex.ru, shal-dmitrij@yandex.ru

PROVIDING AN OPTIMAL LEVEL OF MECHANICAL PROPERTIES OF COLD-ROLLED STEEL ON THE BASIS OF SIMULATION MODELING

Kozhevnikov A. V., Timofeeva M. A., Shalaevskii D. L

Abstract

The article discusses the sequential Monte-Carlo applied to the problem of predicting mechanical properties of cold-rolled steel. This method takes into account the influence of content of carbon and manganese in the chemical composition of the steel and the grain diameter of ferrite in the structure of hot-rolled strip by specifying the probabilistic characteristics

Аннотация

Рассмотрен последовательный метод Монте-Карло применительно к задаче прогнозирования механических свойств, в частности предела текучести, холоднокатаного проката, учитывающий влияние таких факторов, как содержание углерода и марганца в химическом составе стали, а также диаметра зерна феррита в структуре горячекатаного подката с помощью задания вероятностных характеристик.

Уровень свойств холоднокатаного металла в значительной степени определяется структурой горячекатаного подката и параметрами деформационного режима прокатки на непрерывном стане, комплексным показателем которого является величина суммарного обжатия.

Одним из методов математического моделирования, позволяющим без проведения экспериментальных исследований определять рациональные технологические параметры прокатки, является метод Монте-Карло. Принципиальная особенность этого метода заключается в том, что влияние различных случайных факторов, например, содержание углерода и марганца в химическом составе стали, средний диаметр ферритного зерна в структуре горячекатаного подката, учитывается с помощью задания вероятностных характеристик – закона распределения вероятностей.

В данной работе представлены результаты прогнозирования предела текучести холоднокатаного проката из стали марки 17Г1С, предназначенной в дальнейшем для изготовления промышленной упаковочной ленты. Согласно требованиям потребителей предел прочности холоднокатаной полосы такого назначения должен быть не менее 960 МПа, а относительное удлинение в диапазоне 4-8 %.

Технология производства упаковочной ленты предусматривает холодную прокатку на непрерывном пятиклетевом стане с суммарным относительным обжатием до 70 %, что должно обеспечить требуемые показатели предела прочности, и низкотемпературный отжиг в колпаковых печах для получения необходимого удлинения.

В качестве математической модели предела текучести использована упрощенная модель, основанная на уравнении Холла-Петча и учитывающая химический состав стали и диаметр ферритного зерна структуры [3]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_{0,2\text{исх}} + 33{,}5\varepsilon^{0,6+0,005d^{-0,5}}, \quad (1)$$

где $\sigma_{0,2\text{исх}}$ – предел текучести материала горячекатаного подката, МПа; ε – степень деформации на стане холодной прокатки; %; d – диаметр зерна феррита в структуре стали, мм.

Предел текучести горячекатаного подката $\sigma_{0,2\text{исх}}$ расчитывали по формуле, учитывающую содержание углерода и марганца в стали, а также средний диаметр ферритного зерна [3]:

$$\sigma_{0,2\text{исх}} = 81 + 53[C] + 93[Mn] + 16{,}2d^{-0,5}, \quad (2)$$

где [C] и [Mn] – содержания углерода и марганца в стали, %;.

Прогнозирование предела текучести холоднокатаной полосы на основе применения метода Монте-Карло выполняли в несколько этапов.

1. Моделирование на ЭВМ псевдослучайных последовательностей содержания углерода [C], марганца [Mn] и диаметра зерна феррита *d* в горячекатаном подкате с нормальным законом распределения, имитирующих на ЭВМ случайные значения этих параметров при каждом испытании образца отобранного от партии подката;

2. Использование полученных числовых последовательностей в имитационной математической модели исходного предела текучести (горячекатаного подката) (2) и предела текучести холоднокатаной полосы (1).

3. Статистическая обработка результатов моделирования, сравнение полученных значений предела текучести с требуемыми.

4. Корректировка диапазонов изменения содержания углерода [C], марганца [Mn] и диаметра зерна феррита *d* в горячекатаном подкате.

5. Промышленная апробация.

В результате моделирования был скорректирован химический состав стали 17Г1С по содержанию углерода и марганца, уточнен требуемый средний размер ферритных зерен в структуре горячекатаного подката и скорректирована величина суммарного обжатия при холодной прокатке на непрерывном стане.

Прогнозируемые значения предела текучести близки к значениям, полученным в промышленных условиях, и, в основном, правильно отражают влияние режимов прокатки, но для более точного прогнозирования необходимы математические модели механических свойств, учитывающие не только содержание химических элементов в стали, но структурные компоненты горячекатаного проката.

Вывод. Применение имитационного моделирования (метод Монте-Карло) и адаптационных механизмов за счет варьирования содержания основных элементов химического состава стали и режимов деформации на стане холодной прокатки позволило обеспечить оптимальный уровень механических свойств холоднокатаной упаковочной ленты из стали 17Г1С, что существенно повысило результативность технологии её изготовления.

Литература

1.Математическое моделирование как эффективный метод прогнозирования и повышения механических свойств проката / Салганик В.М., Гущина М.С. // Моделирование и развитие процессов ОМД. – 2014. - № 20. – С. 3-11.

2.О возможности повышения стабильности механических свойств холоднокатаного проката при отжиге в непрерывных агрегатах / Румянцев М.И // Моделирование и развитие процессов ОМД. – 2015. - № 21. – С. 89-95.

3.Выбор оптимальной толщины подката для производства холоднокатаных полос / Ф.И. Зенченко, В.Л. Мазур, А.В. Ноговицын и др. // Сталь. – 1984. –№ 7. – С. 40–44.

****

ВІВУАНАЛИЗ СТАТИСТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ ПРОДУКЦИИ

Журавлев Г.М[2]., Гвоздев А.Е[1]., Сапожников С.В[3]., Кутепов С.Н[1]., Малий Д.В[1].

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1],

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

[3]Россия, Тула, ООО «Тулачермет-сталь»

ANALYSIS OF STATISTICAL MODELS IN PROCESSES OF PRODUCT QUALITY MANAGEMENT

G.M. Zhuravlev, A.E. Gvozdev, S.V. Sapozhnikov, S.N. Kutepov, D.V. Maliy

Discusses the use of statistical regulation in quality management of products. Examples of experimental data processing on the basis of the relatively small number of experiments by the method of

multifactor experiment planning and statistical treatment of experimental data. Demonstrates the use of their results in the appointment of modes of technological operations.

Управление качеством продукции в производстве осуществляется на базе системы непрерывных приемо-сдаточных испытаний, которая предусматривает совмещение статистического регулирования технологического процесса и непрерывную сдачу продукции заказчику.

Целью данной работы является построение математических моделей влияния различных факторов на единичное число с использованием методики планирования многофакторного эксперимента [1], и использование их результатов в назначении режимов технологических операций.

Для исследования процессов неполной горячей деформации используется сложная вязкопластическая модель среды, механические свойства которой характеризуются пределом текучести и коэффициентом вязкости. Была проведена обработка экспериментальных данных по методике планирования многофакторного эксперимента и статистической обработки опытных данных по определению предела текучести в зависимости от температуры и скорости деформации стали У12А. В качестве независимых переменных (факторов) были приняты следующие величины: X_1 – скорость деформации, $\dot{\varepsilon}_i$; X_2 – температура деформации, T °C.

Для описания процесса принят ортогональный план 1 порядка, предназначенный оценивать неизвестные параметры модели (при $n = 2$).

$$Y = a_0 + a_1 \times x_1 + a_2 \times x_2 + a_{12} \times x_1 \times x_2$$

Используем полный факторный эксперимент типа S^2. При установлении области определения факторов учитывались технологические особенности неполного горячего выдавливания. Кодированное значение факторов (x_i), связано с натуральным значением факторов соотношением:

$$x_i = \frac{X_i - X_{i0}}{\Delta X_i},$$

где x_i – кодированное значение; X_i – натуральное значение; X_{i0} – натуральное значение фактора основного уровня; ΔX_i – интервал варьирования.

Экспериментальные исследования и статистическая обработка результатов проводились по общепринятой методике, изложенной в работе [2]:

$$x_1 = \frac{\dot{\varepsilon}_i - 124}{62} \qquad x_2 = \frac{T - 700}{100}.$$

Для исключения влияния систематических ошибок, вызванных внешними условиями, опыты рандомизировались по времени. План эксперимента в натуральном и кодовом масштабе и полученные результаты для определения условного предела текучести стали У12А приведены в таблице 1.

Таблица 1

№ опыта	Порядок реализации	X_1	X_2	$\dot{\varepsilon}_i$	T	Y_1	Y_2	$\overline{Y}$	S^2
1	2	+	+	186	800	197	209	203	72
2	3	-	+	62	800	70	80	75	50
3	4	+	-	186	62	335	349	342	98
4	1	-	-	62	600	198	210	204	72

$$\Sigma S^2 = 292$$

Получили следующее уравнение регрессии:

$$Y = 206 + 66,5 \times x_1 - 67 \times x_2 . \qquad (1)$$

Анализируя полученные уравнения регрессии, можно сделать вывод, что при высокоскоростном неполном горячем деформировании в данном диапазоне изменений факторов увеличение скорости деформации приводит к повышению предела текучести, а увеличение температуры – к понижению. Уравнения регрессии математически описывают взаимное влияние температуры и скорости деформации на условный предел текучести, что позволяет правильно задавать технологические режимы обработки. В качестве независимых переменных (факторов) были приняты следующие величины: X_1 – температура деформации, T °C; X_2 – степень деформации, R; X_3 –

относительная высота заготовки (H_0/D_0); X_4 – угол конусности торца пуансона, α град. Параметром оптимизации т.е. исследуемой величиной является удельное усилие выдавливания Y_1.

Для получения возможно более полной информации об изучаемых зависимостях воспользуемся полным факторным экспериментом типа B_k. Симметричный композиционный план B_k состоит из ядра и звездных точек. Эти точки имеют плечи, равные единице. Общее число опытов такого плана $N = 2^4 + 2 \times 4 = 24$. В соответствии с выбранным планом с помощью таблиц случайных чисел была выполнена рандомизация во времени 24 опытов. Каждый опыт повторялся три раза. Математическую модель исследуемого процесса можно выразить следующим уравнением:

$$Y = \hat{a}_0 + \sum_{i=1}^{k} \hat{a}_i x_i + \sum_{i=1}^{k} \hat{a}_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^{k} \hat{a}_{ii} x_i^2 .$$

Важнейшей характеристикой статистической обработки эксперимента является дисперсия воспроизводимости исследуемого параметра

$$S_y^2 = \sum_{u=1}^{N} \sum_{q=1}^{n} (Y_{ug} - \bar{Y}_u)^2 / N(n-1)$$

где Y_{ug}- результат q-го повторения u-го опыта; Y_u – среднее арифметическое значение всех n_u – дублей u-го опыта; n – число повторений каждого опыта.

В соответствии с заданным уровнем факторов при проведении эксперимента неполному горячему выдавливанию было подвергнуто 72 заготовки. По результатам экспериментов и вычисления коэффициентов регрессии получена математическая модель зависимости удельной силы от технологических факторов:

$$Y = 115,82 - 14,92x_1 + 3,07x_3 + 4,20x_4 - 1,14x_1^2 + 0,72x_2^2 - 1,54x_3^2 - 0,34x_4^2 .$$

После перехода к натуральным значениям факторов полученная модель имеет вид

$$q_l = 94,40 - 0,0090T - 77,06R + 150,1(H_0 / D_0) + 0,25\alpha - 0,00011T^2 +$$
$$+74,1R^2 - 91,1(H_0 / D_0)^2 - 0,00037\alpha^2$$

Из анализа полученного уравнения регрессии, можно сделать вывод, что наиболее сильно удельная сила зависит от температуры.

Полученные уравнения регрессии математически описывают взаимное влияние технологических факторов на условный предел текучести и удельную силу, кроме того они позволяют правильно задавать технологические режимы обработки, обеспечивающие получение изделий требуемого качества.

Литература

1. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. М.: Паука, 1976. 280 с.

2. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. – М.: Машиностроение. София: Техника. 1980. 304с.

3. Григорович В.Г., Яковлев С.П. Применение математической статистики к теории планирования эксперимента в обработке металлов давлением. Тула: ТПИ, 1980. 80с.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

****

ЛАЗЕРНОЕ УДАРНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА ПОВЕРХНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6

Тарасова Е.Ю., Бакулин И.А., Каковкина Н.Г., Кузнецов С.И., Панин А.С.

Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН, Самара, Россия,
kat@fian.smr.ru

Одна из наиболее интенсивно развивающихся в последние 20 лет лазерных технологий – лазерное ударное упрочнение (laser shock peening) или лазерный наклеп [1].

Суть технологии лазерного наклепа заключается в воздействии коротким лазерным импульсом (1-100 нс) большой плотности мощности (до 10 ГВт/см^2) на обрабатываемую поверхность через прозрачный для излучения слой (вода, стекло и т.д.). Под воздействием излучения образуется приповерхностная плазма, которая и формирует направленную ударную волну. Прозрачный слой предотвращает разлет плазмы и позволяет сформировать зону высокого давления (до 10 ГПа). Для предотвращения плавления и окисления поверхности на нее в большинстве случаев наносят поглощающее покрытие, которое и является испаряемым материалом. Ударная волна создает в поверхностном слое обрабатываемого материала, как и при традиционной ударной обработке, напряжения сжатия. Однако, в отличие от механического наклепа, фронт ударной волны плоский (поскольку площадь воздействия не точечная), рельеф поверхности после обработки изменяется минимально (или не изменяется), а глубина упрочнения в зависимости от материала может достигать 2 мм.

В настоящей работе изучали влияние коротких лазерных импульсов на структуру сплава АМг6 и формирование в нем остаточных напряжений.

В экспериментах использовались плоские образцы промышленного сплава АМг6. Состав исходных образцов соответствовал справочному; остаточные напряжения отсутствуют.

Источником импульсов служил твердотельный YAG: Nd-лазер LSP 2500 (длина волны излучения 1,06 мкм; длительность импульса 10 нс; энергия в импульсе 0,55Дж). Обработка образцов осуществлялось под слоем воды толщиной 2 мм одиночными импульсами излучения (плотность мощности 3,6 ГВт/см^2) при пошаговом смещении с перекрытием зон воздействия в 40% диаметра лазерного пучка. В качестве поглощающего покрытия использовалась ПВХ пленка с клеевой основой.

Оптическая и растровая электронная микроскопии не выявили оплавления поверхности, но показали заметные микроструктурные изменения в поверхностном слое толщиной до 35 мкм. Данные рентгеноструктурного анализа показали значительное увеличение полуширины линий (для линии 511 с 0,74° для необработанного материала до 1,26° на поверхности) и сдвиг линий в сторону меньших углов, что говорит о сильном искажении кристаллической решетки в результате увеличения плотности дефектов и появлении сжимающих напряжений. Микротвердость обработанного слоя несколько выше микротвердости исходного сплава (на 20% в максимуме) и снижается от максимальной на поверхности до значения микротвердости исходного материала на глубине 1 мм. Послойное измерение остаточных напряжений методом $\sin^2\psi$ показало, что величина остаточных сжимающих напряжений (после снятия слоев) остается примерно постоянной до глубины 0,7 мм и равной -100÷110 МПа. Полная глубина упрочненного слоя при используемых параметрах обработки достигает 1мм, что коррелирует с результатами измерения микротвердости.

При обработке образцов в воде без поглощающего покрытия в результате взаимодействия плазмы оптического разряда с материалом, согласно данным электронной микроскопии и элементного анализа, на его поверхности образуются соединения с кислородом. Однако рентгенофазовый анализ не выявил структурно упорядоченных оксидных фаз, что позволяет предположить образование гидроксидов алюминия. Образование новых химических соединений приводит к появлению в поверхностном слое незначительных (10-15 МПа) растягивающих напряжений.

Проведено сравнение значений микротвердости и величины остаточных напряжений по глубине в образцах с ПВХ покрытием и без покрытия при одинаковых режимах лазерного воздействия.

Литература

1.Montross C., Wei T., Ye L., Clark G., Mai Y. Laser chock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review // Int. J. of Fatigue. 2002. V. 10. Is. 10. P. 1021-1036.

****

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОГО СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ TI-AL

Бурханов Г.С., Карелин Ф.Р., Юсупов В.С., Рошан Н.Р., Лазаренко Г.Ю., Горбунов С.В., Карелин Р.Д.

ИМЕТ РАН, Москва, Россия, KarelinFR@yandex.ru

DEVELOPMENT OF PRODUCTION TI-AL CONSTRUCTIONAL LAMINATE MATERIAL

Burkhanov G.S.,Karelin F.R., Yusupov V.S., Roshan N.R., Lazarenko G. Yu., Gorbunov S.V., Karelin R.D.

Annotation.

In this study, technology of production Ti-Al constructional laminate material was developed. It is shown that for better layer's adhesion surface cleaning by ultrasound should be made. Also the critical level of deformation degree was defined as 40-45 %. After that level destruction of Ti-layer continuity begun. Also due to the existence of difference in deformation level of surface and middle of laminate sample during hot rolling, thickness of surface and middle layers were varied to compensate this difference. Continues constructional laminate samples were obtained with satisfactory level of mechanical and functional properties and good layer adhesion.

В работе исследовали возможности улучшения разработанного способа получения слоистого композиционного материала системы Ti-Al. На основании ранее проведенных экспериментов был сделан вывод о необходимости повышения адгезии между слоями металлов с целью улучшения сплошности материала. Одним из путей решения этой задачи является повышение степени чистоты контактной поверхности листов титана и алюминия. Для улучшения физико-химического состояния поверхности перед сборкой пакета применяли ультразвуковую очистку с погружением в обезжиривающий раствор (ацетон, бензин) металлических карточек с последующим удалением остатков раствора безворсовой ветошью.

Исходя из того, что при горячей прокатке деформация локализуется в приповерхностных слоях заготовки, для выравнивания толщины слоев после деформации пакета, первые от поверхности 3-4 слоя брали на 10-15% толще, чем последующие. При прокатке такого пакета в вакууме происходит выравнивание послойной деформации, что способствует улучшению механических и функциональных свойств заготовки.

С целью упрощения и расширения технических возможностей получения композиционного слоистого материала наряду с применением уникального вакуумного прокатного стана для создания безокислительных условий сварки в твердой фазе различных металлических материалов, в работе использовали вакуумированные капсулы. При этом опробовали кварцевые и стальные капсулы, что привело к необходимости разработки уточненного регламента получения слоистого композита.

При сварке пакета в первом случае перед валками кварцевую капсулу разгерметизировали и заготовку тут же направляли в валки. Первоначальный нагрев образца в вакуумированной капсуле перед прокаткой проводили в течение 30 мин при температуре 470 °С для того, что бы избежать образования интерметаллидов. Степень обжатия при первом проходе назначали в интервале от 15 до 20 %, поскольку при более низком значения степени деформации будет недостаточно для сваривания слоев, а при более высоком значении начнется интенсивное шейкообразование и разрушение титановых слоев, ввиду большого различия пластических характеристик Ti и Al. Дальнейшую многопроходную прокатку проводили вхолодную с частными обжатиями, не превышающими 20 %. При достижении суммарной степени деформации 45 % проводили промежуточные отжиги при температуре 450 °С.

Что касается сварки пакета в вакуумированных металлических капсулах, трудности состоят в отделении сваренного пакета от капсулы. В этом случае поверхность пакета покрывали противосварочной пастой (жидкое стекло), или использовали эффект, заключающийся в различии коэффициентов термического расширения материалов капсулы и композита, суть которого состоит в том, что прокатанный пакет нагревали до 500 °С и быстро охлаждали. В результате происходило отделение композита от стальной оболочки.

В обоих случаях был получен положительный результат. Целесообразность применения того или иного способа при получении слоистого композиционного материала состоит в технико-экономических показателях процесса.

Кроме того в работе была установлена критическая степень деформации пакета, которая составила 40-45 %. Выше указанной степени деформации наступает нежелательное разрушение сплошности титанового слоя из-за повышенной пластичночти алюминия.

В результате работы был получен качественный композиционный слоистый материал системы Ti-Al толщиной от 1,0 до 1,5 мм со следующими механическими и функциональными свойствами: предел прочности – $\sigma_В$ = 430 МПа, предел текучести – $\sigma_Т$ = 390 МПа, относительное удлинение – δ = 38 %, длительная прочность – $\sigma_{дл100}(400)$= 380 МПа. Оценка сплошности слоев с помощью светового микроскопа показала, что сварка слоев по всей контактной поверхности прошла без расслоений и разрушения титановых слоев [1].

Список литературы

1.Патент РФ № 2614511. Способ получения листового композиционного материала системы титан-алюминий. Карелин Ф.Р., Трайно А.И., Юсупов В.С., Чопоров В.Ф., Лазаренко Г.Ю, Карелин Р.Д. МПК B23K20/04, B23K103/18, B32B15/01.

****

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОТЖИГЕ НА ИХ КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА

Назарова М.Н.

Россия, Санкт-Петербургский горный университет, г. Санкт-Петербург

Аннотация: Процессы коррозии, обусловленные термодинамической нестабильностью металлов, во многом определяют срок службы трубных сталей. Поэтому вопросы повышения коррозионной стойкости (снижения скорости окисления) металлов представляются весьма важными. В работе представлены исследования влияния структурных изменений трубных сталей при отжиге на их коррозионные свойства.

В современной промышленной практике вопросы коррозионной защиты трубных сталей от воздействия внешней среды решаются как путём применения различных изоляционных покрытий, ингибиторов коррозии и электрохимической защиты, так и созданием, в зависимости от условий эксплуатации, специальных коррозионностойких сталей и сплавов. Не вдаваясь подробно в явления, связанные с влиянием легирующих добавок на развитие процессов коррозии, укажем только, что введение в сталь более 12 % Cr и 9 % Ni делает её коррозионностойкой в атмосфере и во многих других агрессивных средах. Графитизирующиеся стали типа ЭИ293 после перевода пластинчатого перлита в зернистый, с некоторым количеством мелких округлых (точечных) графитовых включений, также заметно повышают свою коррозионную стойкость. В этой связи в настоящей работе было сделано предположение, что путём растворения перлита и образования точечных углеродных выделений в низкоуглеродистых сталях феррито-перлитного класса типа Ст 3, Ст 20 можно существенно повысить их коррозионную стойкость.

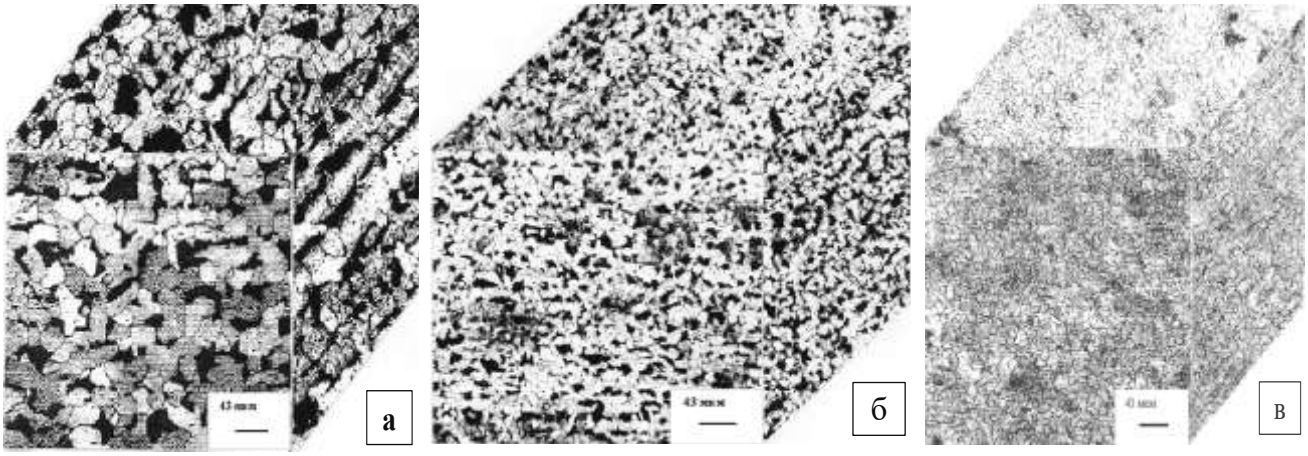
В качестве материала для исследования была выбрана широко распространённая и легко корродирующая сталь Ст 3 (Fe-0,17%C-0,5 % Mn-0,2% Si - 0,03%P - 0,04 % S). Исходя из анализа фазового и химического состава стали Ст3, было предложено два режима термообработки: отжиг в течение 1 часа при температуре 8000С; отжиг в течение 1 часа при температуре 10500С.

После каждого отжига образцы охлаждали до температуры 3000С, а затем - закаливали в воду. Структуру стали изучали методами металлографического анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Металлографический анализ проводили на микроскопе «Метам» - РВ21. Электронно-микроскопические исследования тонких фольг проводили на электронном микроскопе JEM-2000EX. Фольги готовили методом струйной электрополировки в электролите: 90 частей этилового спирта+ 10 частей HNO3.

Коррозионное поведение образцов стали с различной структурой изучали методом электрохимической поляризации [1]. Этот метод позволяет сравнительно точно и быстро, не проводя длительных гравиметрических испытаний, предсказать развитие процессов коррозии в реальных условиях эксплуатации. Анодные и катодные поляризационные кривые снимались в потенциостатическом режиме в 3% водном растворе NaCl при комнатной температуре. Торможение одной или обеих реакций коррозионного процесса (анодной или катодной) вызывает увеличение поляризации соответствующей реакции, а, следовательно, увеличение наклона поляризационной

кривой. Экстраполяция тафелевских (линейных) участков поляризационных кривых до значений соответствующих стационарных потенциалов дает токи коррозии металлов в среде. Полученные таким образом данные позволяют определить скорость коррозии.

На рис. 1 представлена микроструктура стали Ст 3 в исходном состоянии и после различных режимов термообработки. Видно (см. рис.1,а), что структура стали в исходном состоянии состоит из зерен феррита и перлита. Средний размер зерен феррита составил около 20 мкм. Кроме того, в исходном состоянии четко отмечается металлографическая текстура, представляющая собой строчечную вытянутость зерен феррита и перлита вдоль оси проката.



Скорость общей коррозии: 1,98 мм/год

Скорость общей коррозии: 1,57 мм/год

Скорость общей коррозии: 0,80 мм/год

Рис. 1. Микроструктура стали Ст 3.
а- исходная структура; б- после отжига при Т=8000С; в- после отжига при Т=10500С.

Термообработка стали Ст 3 существенно изменяет её структуру. Так, отжиг при температуре 8000С в течение 1 часа и последующая закалка в воду с температуры 3000С приводят к заметному (более, чем в 2 раза) измельчению зерен феррита и перлита (см. рис.1, б). При этом исчезает и металлографическая текстура.

Как показали металлографические исследования при отжиге 1050^0С происходит растворение перлита (см. рис. 1, в). Действительно, электронномикроскопическими исследованиями подтверждается, что общее количество перлита практически отсутствует. Оставляющие перлита пластины цементита растворены. Однако в стали обнаружены выделения правильной огранки размером около 20 нм (см. рис. 1, в).

Можно полагать, что при охлаждении стали с температуры 1050^0С пересыщенный в твердом растворе углерод образует соединения типа фуллеренов C_{60}. Хорошо известно, что образование шаровидного углерода в чугунах оказывает положительное влияние как на механические свойства, так и на коррозионные. Можно полагать, что в этом случае будут повышаться коррозионные свойства стали.

Библиографический список

1.ГОСТ Р 51164-98 Трубопроводы стальные магистральные. Общие требования к защите от коррозии.

2.СП 36.13330. 2012. Магистральные трубопроводы. Актуализированная редакция СНиП 2.05.06- 85*.

3.Сверхмелкозернистые материалы и перспективы их использования в горном деле и трубопроводном транспорте. Шаммазов А.М., Ценев Н.К., Акчурин Х.И., Назарова М.Н., Исмаков Р.А., Лебедич С.П., Суханов В.Д., Чудинов Б.А., Криштал М.М. Горный вестник Уфа, 2000. С. 33-36.

4.Влияние структуры стали ст3 на ее долговечность. Полетаева О.Ю., Назарова М.Н., Дмитриева М.В., Бикбулатов М.М. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2000. Т. 5. № 2-3. С. 318-320.

****

СВОЙСТВА МИКРОСЛОЙНОГО ПРОКАТАННОГО ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Нищенец В.Н., Спиридонов С.А.

Ин-т проблем материаловедения НАН Украины ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина. E-mail: lugovskoi_u@ ukr.net

Титан и его сплавы имеют высокую удельную прочность, часто используются в транспортном машиностроении и медицине, что обуславливает важность повышения их характеристик циклической прочности.

Одним из путей повышения механических свойств материалов является воздействие на них давлением, вызывающим пластическую деформацию различной величины. Это позволяет уменьшить размеры структурных элементов до уровня микро, субмикро и нанометров методами, в частности, прокатки, равноканального углового прессования (РКУП) и их комбинациями [1]. При этом характеристики статической и циклической прочности материалов преимущественно возрастают пропорционально размерам структурных элементов в степени как -0,5, так и других значений [2]. В обзоре M.Nimoni [3] приводятся данные о сопротивления усталости CP (commertial pure) титана различной чистоты на уровне 200 … 430 МПа. В работе В.В. Столярова [4] отмечается, что предел выносливости технически чистого и крупнозернистого титана ВТ1-0 (0,12 %O; 0,18 %Fe; 0,07 %C; 0,04 %N; 0,01 %H) или Grade 2 (США) составляет 252 МПа, обработанного методами РКУП – 403 МПа, а дополнительно прокатанного - 500 МПа. В обзоре В.Ф. Терентьева [5] приводятся данные о структуре и пределе выносливости титана различной чистоты, из которых следует, что методами РКУП и прокатки можно получить из технически чистого титана Grade 4 (США) химического состава: C – 0,052; N – 0,015; O – 0,34; H –0,015; Fe – 0,3; ост. Ti в вес. % с пределом прочности в исходном состоянии 700 МПа, материал с пределом прочности 1240 МПа, относительным удлиннением 12% и пределом выносливости 620 МПа. Отмечается, что таким материалам присуща повышенная чуствительность к концентраторам напряжений.

Известно, что слоистая структура материалов позволяет получать сочетание высокой прочности и малой чуствительности к дефектам за счет торможения трещины га границах структурних элементов.

Целью работы было создание и исследование микрослойного титана с высокими свойствами при циклическом нагружении.

Материалы для исследования получали путем горячей прокатки в заваренном металлическом контейнере пакета [6] состоящего из 20 полосок титановой фольги ВТ1-0 толщиной 0,1 мм. Температура прокатки изменялась от 650 до 790 ^{0}C. Степень прокатки достигала 30%. После остывания контейнер вскрывался, а спеченный пакет размерами 50х25х2 мм прокатывался при комнатной температуре до толщины 0,2 мм. Кроме того, исследовали сопротивление усталости титановой фольги ВТ1-0 в исходном состоянии вдоль и поперек прокатки, а также титановый лист ВТ1-0 толщиной 1 мм (для иллюстрации корректности методик испытаний).

Методики испытаний.

Модуль упругости *E* материалов определяли путем возбуждения в образцах изгибных колебаний [7]. Образцы в виде стержней постоянного поперечного сечения имели размеры (20…50) х (3…4) х (0,1…1) мм. Величину *E* материалов определяли как среднее значение модуля упругости минимум трех образцов. Систематическая погрешность измерений *E* составила 2%.

Сопротивление усталости материалов определяли при консольном изгибе вышеуказанных образцов на 2 форме колебаний и частоте 2,4 кГц проводили на электродинамическом вибростенде по методике [8] . Суммарная систематическая погрешность расчета напряжений составила 4,5 %.

Экспериментальные результаты и их анализ

Результаты испытаний приведены в таблице.

*Таблица Размеры структурных элементов, модуль Юнга, и предел выносливости титана ВТ1-0 * - вдоль прокатки, ** - поперек прокатки, *** - микрослойный*

№	Материал	*D/h*, мкм	*E*, ГПа	σ_{-1}, МПа
1	ВТ1-0 (1 мм) в.п.*	50/-	109	190
2	ВТ1-0 (0,1 мм) в.п.	- /100	74	240
3	ВТ1-0 (0,1 мм) п.п.**	- /100	92	290
4	ВТ1-0 (0,2 мм) в.п., МС***	- /10	107	380
5	ВТ1-0 (0,2 мм) п.п., МС	-/10	121	500
6	ВТ1-0 (отжиг) [5]	15	-	252
7	ВТ1-0 (РКУП) [5]	0,3	-	403
8	ВТ1-0 (РКУП+прокатка) [5]	0,1	-	500
9	ВТ1-0 горячекат. [6]	15	-	238±10
10	ВТ1-0 горячекат. [6]	9	-	250

По данным справочника [9] модуль Юнга *E* литого титана изменяется от 103 до 114 ГПа. В [10] указано, что модуль Юнга СР титана составляет 100 ГПа, а в обзоре [5] приводяться результаты свидельствующие о том, что для материалов с размером зерна в нанообласти *E* и модуль сдвига *G* скачкообразно уменьшается на 10…15%, в частности, для сверхчистой меди. Представленные в таблице значения *E* титановой ленты в состоянии поставки имеют модуль Юнга на (19…32)% меньше, чем у более толстого и крупнозернистого листа того же состава. Это указывает на существенное влияние степени пластической деформации на снижение упругих свойства титана. Однако в микрослойном титане это влияние исчезает.

Усталость микрослойного прокатаного материала находится на уровне лучших известных результатов.

Литература

1. Валиев Р.З.. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации / Р. З. Валиев // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – № 1–2. – С. 208–216.

2. Фирстов С.А., Луговской Ю.Ф. О влиянии микроструктуры на циклическую долговечность микрослоистых Fe/Cu, Mo/Cu и дисперсно-упрочненных Ni-Cr-Al_2 O_3 материалов// Доповіді НАНУ, 2008. - №10. - С.112-117.

3. Nimoni M. Fatigue characteristics of metallic biomaterials// International Jornal of Fatigue. - 29. - 2007. – P.992-1000.

4. Столяров В.В. Механические свойства и деформационное поведение ультрамелкозернистых и наноструктурных сплавов// Физика и техника высоких давлений 2010, том 20, № 2. – С.105-113.

5. Терентьев В.Ф. Циклическая прочность субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов (обзор)//Нові матеріали і технології у металургії та машинобудуванні. 2010. - №1. – С.8-24.

6.Гогаєв К.А. Спосіб виготовлення заготовок металевих ламінатів/ К.А. Гогаєв, В.А. Назаренко, Ю.Ф. Луговський// Патент України на корисну модель №107192, зареєстр25.05.2016 р., Бюл.№10.

7. Кузьменко В.А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов/ - Киев: Изд-во АН УССР,1963. -152 с.

8.Луговской Ю.Ф. Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе полученных элекронно-лучевым испарением/ Проблемы специальной электрометаллургии – 1987. - №4. - С.61-65.

9. Францевич И.Н. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник/ И.Н. Францевич, Ф.Ф. Воронов, С.А. Бакута/. Под ред. И.Н. Францевича. – Киев: «Наукова думка». – 1982. – 288 с.

10. M. Geetha, A.K. Singh, R. Asokamani, A.K. Goria. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants –A review// Progress in materials Scince/ 54. – 2009. – P.397-425

****

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВОВ MN-AL-C, ЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОМ И ЖЕЛЕЗОМ

Миляев И.М., Алымов М.И, Юсупов В.С, Зеленский В.А., Миляев А.И., Анкудинов А.Б.
ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, 119334, Москва, Ленинский пр-т 49, Россия, imilyaev@mail.ru

Магнитотвёрдые сплавы системы Mn-Al интенсивно исследовались в 60-70 годах прошедшего столетия в связи с такими несомненными достоинствами как низкая стоимость исходных шихтовых материалов и достаточно высокий уровень магнитных гистерезисных и механических свойств (в первую очередь из-за высоких значений коэрцитивной силы H_c более 120 кА/м) [1]. Однако появление новых магнитотвёрдых материалов на основе редкоземельных (РЗМ) соединений $SmCo_5$, Sm_2Co_{17} и особенно $Nd_2Fe_{14}B$, магнитотвёрдых сплавов на основе системы Fe-Cr-Co надолго отодвинуло эти сплавы от внимания исследователей. В начале нынешнего века интерес к MnAl сплавам вновь стал возвращаться, правда, на уровне экспертов [2-4].

Двойные MnAl сплавы обладают довольно низкими магнитными гистерезисными свойствами: остаточная индукция $B_r \sim 0{,}26$ Тл, коэрцитивная сила $H_{cB} \sim 75$ кА/м и максимальное энергетическое произведение $(BH)_{макс} \sim 4$ кДж/м^3. Отливки двойных сплавов хорошо поддаются токарной обработке, но содержат трещины и поэтому получение качественных образцов для исследований затруднительно [5]. Углерод является наиболее эффективным легирующим элементом, который позволяет повысить $(BH)_{макс}$ двойных сплавов 10-11 кДж/м^3 [6]. В магнитотвёрдых сплавах Mn-Al-C после отливки и охлаждения со скоростью ниже критической как правило трещины не образуются, сам сплав твёрже двойных сплавов, также поддаётся токарной обработке. Фазовые превращения, связанные с формированием высококоэрцитивного состояния, протекают в замедленном темпе, что позволяет лучше контролировать процесс их термообработки. Дальнейшее повышение магнитных гистерезисных свойств сплавов системы Mn-Al связывают как с разработкой новых технологий их обработки (например, горячей пластической деформации), так и с дополнительным легированием тройных MnAlC сплавов различными элементами.

Целями настоящей работы, которая является одной из немногих экспериментальных работ последнего времени по данной тематике, являлись, во-первых, желание повторить результаты японских исследователей по тройным сплавам Mn-Al-C и, во-вторых, исследовать влияние дополнительного легирования тройных сплавов титаном и железом на их магнитные гистерезисные свойства. Выбор элементов для дополнительного легирования тройных MnAlC был обусловлен тем обстоятельством, что, по литературным данным, присутствие титана в количестве 1-2% в двойных сплавах несколько повышает их пластические свойства и намагниченность насыщения, а железо, возможно сможет повысить намагниченность насыщения тройного сплава и тем самым повысить остаточную индукцию.

Исследовали тройные сплавы (масс. %): 70Mn-29Al-1C, 71Mn-28Al-1C, 72Mn-27Al-1C и четверные сплавы: 72Mn-27Al-1C + (1-5)Ti, 72Mn-27Al-1C + (1-5)Fe. Сплавы выплавляли в индукционной пятикилограммовой печи в атмосфере технически чистого аргона в алундовом тигле с разливкой в кварцевые трубки диаметром 13-15 мм, заформованные в песчаные формы, или в корковые формы. Для предотвращения трещинообразования в отливках формы подогревали до 800^0C. Расплавленный металл легко перегревается, обладает достаточно высокой текучестью и хорошо заливается в формы. При затвердевании расплава образуется большая усадочная раковина. При выплавке сплавов использовали шихтовые материалы промышленной чистоты: марганец Мр0, алюминий АВ0, углерод в виде порошка электродного графита, железо Ст.10, титан ТГ100. Следует отметить, что углерод способствует столбчатой кристаллизации расплава и приводит к сильному росту зерна в отливке. При легировании тройного сплава Mn-Al-C титаном и железом на каждые 100 вес. частей сплава добавляли от 1 до 5 вес. частей титана и железа. После извлечения из форм отлитые стержни разрезали абразивным диском на образцы длиной 15-20 мм и шлифовали на бесцентровом шлифовальном станке. Измерение магнитных гистерезисных свойств (остаточной индукции B_r, коэрцитивной силы H_{cB} и H_{cM}, максимального энергетического произведения $(BH)_{макс}$) проводили на гистерезисграфе Permagraph L. Термическую обработку проводили в лабораторных муфельных печах по режиму: гомогенизация при 1100^0C в течение двух часов, закалка в подогретом до $50\text{-}60^0$C машинном масле и отпуск при 600^0C в течение часа.

В таблице 1 приведены результаты измерения магнитных гистерезисных свойств тройных магнитотвёрдых сплавов Mn-Al-C.

Таблица 1 Магнитные гистерезисные свойства магнитотвёрдых сплавов Mn-Al-C

Сплав	B_r Тл	H_{cB} кА/м	$(BH)_{макс}$ кДж/м^3
70Mn-29Al-1C	0,32	95	7,6
71Mn-28Al-1C	0,30	103	8,1
72Mn-27Al-1C	0,33	112	10,0

В Таблице 2 приведены значения магнитного энергетического произведения $(BH)_{макс}$ магнитотвёрдого сплава (в масс. %) 72Mn-27Al-1C, легированного Ti и Fe.

Таблица2 $(BH)_{макс}$ сплава 72Mn-27Al-1C, легированного Ti и Fe

% Ti	$(BH)_{макс}$ кДж/м^3	% Fe	$(BH)_{макс}$ кДж/м^3
0	9	0	8,8
1	10,5	1	11,0
2	12,0	2	12,0
3	10,8	3	11,2
4	8	4	10,5
5	6	5	8,6

В сплавах 72Mn-27Al-1C-2Ti(Fe) коэрцитивная сила H_{cB} колеблется от 110 до 120 кА/м, а остаточная индукция от 0,32 до 0,36 Тл.

Заключение. Полученные в данной работе экспериментальные данные по влиянию легирования тройных магнитотвёрдых сплавов Mn-Al-C титаном и железом на их магнитные гистерезисные свойства в пределах естественных экспериментальных колебаний проведения экспериментов подтверждают данные японских патентов по этим сплавам.

Литература

1.Алымов М.И., Миляев И.М., Нурисламов А.Х., Юсупов В.С. Магнитотвёрдые сплавы на основе системы Mn-Al //Цветные металлы. 2016, № 1. С. 91-95.

2.Coey J.M.D. New permanent magnets; manganese compounds //Journal of Physics: Condensed Matter. 2014. 26, 084211. P. 1-6.

3.Бурханов Г.С., Миляев И.М., Юсупов В.С. Современное состояние и тенденции развития магнитотвёрдых материалов //Перспективные материалы. 2011, № 11. С. 208-215.

4.Coey J.M.D. Magnetism in future //Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2001. Vol. 226-230. P. 2107-2112.

5.Kamino K., Kawaguchi T. and Nagakura H. Magnetic properties of Mn-Al system alloys //IEEE Transactions on Magnetics. Vol. 2, no 3. P. 506-509.

6.Yamamoto Hiroshi. Magnet alloys //Патент США № 3 661 567. May 9, 1972. Int. Cl. H01f 1/04, C22c 31/00. U.S. Cl. 75/134 M, 148/31.57.

****

ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 31Х20К3М С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Миляев И.М., Юсупов В.С, Стельмашок С.И, Миляев А.И. Лайшева Н.В., Пруцков М.Е.

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, 119334, Москва, Ленинский пр-т 49, Россия, imilyaev@mail.ru

Магнитотвёрдые сплавы системы Fe-Cr-Co вследствие своих высоких магнитных гистерезисных и механических (прочностных и, главное, пластических) свойств привлекают по-прежнему внимание исследователей. Исследования ведутся в направлениях изыскания сплавов с максимально возможными значениями коэрцитивной силы H_{cB} путём дополнительного легирования сплавов молибденом и вольфрамом [1-8], в разработке технологичных сплавов с возможно более низким содержанием кобальта [9-12], а также в моделировании структурных превращений в процессе формирования высококоэрцитивного состояния (ВКС) при термомагнитной обработке (ТМО) и ступенчатых отпусках [13].

Нормативные документы на производство магнитотвёрдых FeCrCo сплавов [16] регламентируют суммарное содержание углерода и азота, которые являются сильными γ-образующими элементами, не более 0,05 масс. %. Тем не менее довольно часто содержание углерода превышает это содержание. И в этом случае требуется либо проводить экспериментальную проверку допустимости использования выплавленных отливок, либо на основании базы данных использования магнитотвёрдых FeCrCo сплавов с повышенным содержанием углерода принимать правильное технологические решения.

Целью данной работы было исследование магнитных гистерезисных и механических свойств сплава 30Х20К3М с повышенным содержанием углерода (до 0,09 масс. %). Для изучения, для начала, был взят сплав с большим содержанием хрома и молибдена, так как предполагалось, что эти элементы свяжут избыточный углерод в труднорастворимые карбиды, которые практически мало скажутся на ухудшении магнитных гистерезисных свойств исследуемого сплава.

Сплав, химический состав которого приведен в таблице 1, выплавляли в производственных условиях в открытой двадцатикилограммовой индукционной печи из шихтовых материалов промышленной чистоты. После разливки в корковые формы получали слитки диаметром 25 мм и длиной 100 мм, которые затем после горячей ковки до диаметра 13-14 мм закаливали от 1250^0C в воде и механически обрабатывали на токарном станке с получением образцов диаметром 12 мм и высотой 20 мм.

Таблица 1

Химический состав сплава 31Х20К3М

Элемент	Содержание в шихте масс. %	Данные химического анализа масс. %
Fe	46	основа
Cr	31	30,8
Co	20	20
Mo	3	2,76
Si	0,5	0,6
C	-	0,09

Химический анализ выплавленного сплава проводили в аналитическом сертификационном центре Всероссийского научно-исследовательского института минерального сырья (ВИМС) им. Н.М. Фёдорова. Термомагнитную обработку проводили в лабораторной установке с панцирным электромагнитом в магнитном поле H = 320 кА/м. Отпуска проводили в обычных лабораторных муфельных печах. Магнитные гистерезисные свойства измеряли на гистерезисграфе Permagraph L (Германия), механические испытания на сжатие проводили на универсальной испытательной машине фирмы Instron. Определение температурных интервалов проведения термообработки на высококоэрцитивное состояние проводили путём дилатометрического исследования при нагреве до 1300^0C и охлаждении на дилатометре DIL 402 C7G фирмы NETZSCH Geraetbau GmbH (Германия). Скорость нагрева составляла 10 ^{0}C/мин, скорость охлаждения – 20 ^{0}C/мин.

При изучении магнитных гистерезисных свойств исследованного сплава решали в основном оптимизационную задачу термической обработки методом планирования эксперимента [17] с

использованием пакетов программ Statgraphics Centurion XVI.II и Statistica 10.0. При планировании экспериментов использовали центральные композиционные планы 2^3 + звёздные точки. Выбор центральных композиционных (последовательных) планов, применяемых для описания почти стационарной области, которая не может быть описана при помощи линейного приближения, был обусловлен тем обстоятельством, что проведенные предварительные оценочные эксперименты по изучению магнитных гистерезисных свойств не показали их резких колебаний. Выбранные планы – ротатабельные, рандомизированные.

После проведения оптимальной термообработки, включая термомагнитную, получены средние значения: остаточной индукции B_r = 0,96 Тл, коэрцитивной силы H_{cB} = 63 кА/м и максимального энергетического произведения $(BH)_{макс}$ = 29 кДж/м^3. На отдельных режимах термообработки получены значения: B_r = 1,03 Тл, H_{cB} = 72 кА/м и $(BH)_{макс}$ = 31 кДж/м^3. На изотропных образцах исследуемого сплава получены средние значения: B_r = 0,71 Тл, H_{cB} = 56 кА/м и $(BH)_{макс}$ = 15 кДж/м^3. $\sigma_{0,2}^{сж}$ в закалённом состоянии – 636 $\pm$ 33 МПа, в высококоэрцитивном состоянии – 1570 $\pm$ 38 МПа; максимальная деформация в закалённом состоянии 46 $\pm$ 1%, в высококоэрцитивном состоянии 6,9 $\pm$ 0,2%. Полученный уровень магнитных гистерезисных свойств сплава 31Х20К3М с повышенным содержанием углерода практически не отличается от аналогичных свойств порошкового сплава 30Х21К3М, содержащего минимальное содержание углерода.

Литература

1.Патент 3 806 336 США от 23.04.1974. Magnetic Alloys. Hideo Kaneko and Kiyoshi Inoue. Tokyo, Japan. Int. Cl. C22c 39/16; H01f 1/00. U.S. Cl. 75-122.

2.Миляев И.М., Юсупов В.С., Останин С.Ю., Стельмашок С.И., Миляев А.И., Лайшева Н.В. Магнитные гистерезисные и механические свойства магнитотвёрдого сплава 27Х15К2МСТФ //Физика и химия обработки материалов, 2017, № 1, с. 69-76.

3.Миляев И.М., Юсупов В.С., Стельмашок С.И., Миляев А.И. Магнитные и механические свойства магнитотвёрдых сплавов Fe-Cr-Co, легированных молибденом и вольфрамом //Инновационные металлические материалы: монография (под общ. редакцией В.М. Колокольцева). Магнитогорск: издательство Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, 2016, с. 59-75.

4.Стельмашок С.И., Миляев И.М., Юсупов В.С., Миляев А.И. Магнитные и механические свойства магнитотвёрдых сплавов 30Х21К3М и 30Х20К2М2В //Металловедение и термическая обработка металлов, 2016, № 10 (736), с. 42-48.

5.Чередниченко И.В., Малинина Р.И., Шубаков В.С., Перминов А.С., Менушенков В.П., Данисламова Э.Х. Влияние содержания молибдена и ТМО на структуру и магнитные свойства магнитотвёрдых Fe-Cr-Co сплавов //Физика и химия обработки материалов, 2011, № 3, с. 78-86.

6.Малинина Р.И., Чередниченко И.В., Шубаков В.С., Перминов А.С., Жуков Д.Г. Влияние содержания молибдена на магнитные свойства сплавов Х30К15М(1-5)Т //Сталь, 2009, № 8, с. 80-83.

7.Ahmad Z., ul Haq A., Husain S.W., Abba T. Influence of Ti content on magnetic and microstructural properties of Fe-28Cr-15Co-3,%Mo permanent magnets //Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, v. 257, p. 397-402.

8.Ahmad Z., ul Haq A., Husain S.W., Abba T. Magnetic properties of Fe-28Cr-15Co-3,5Mo permanent magnets with additives //Physica B, 2002, v. 321, p. 54-59.

9.Vompe T.A., Milyaev I.M., Yusupov V.S. Magnetic hysteresis properties of the hard magnetic Fe-25% Cr-10% Co-2% Mo-0,5% Si powder alloy //Letters on materials, 2015, 5(4), pp. 424-427.

10.Вомпе Т.А., Миляев И.М., Юсупов В.С. Магнитные свойства магнитотвёрдых сплавов Fe-Cr-10 масс. % Co //Перспективные материалы, 2013, № 4, с. 59-63.

11. Jin S., Chin G.Y. and Wonsiewicz A. Low Cobalt Ternary Cr-Co-Fe Alloy for Telephone Receiver Magnet Use //IEEE Transactions on Magnetics, 1980, vol. MAG-16, No 1, pp. 139-146.

12. Jin S. and Gayle N.V. Low Cobalt Cr-Co-Fe Magnet Alloys Obtained by Slow Cooling under Magnetic Field //IEEE Transactions on Magnetics, 1980, vol. MAG-16, No 3, pp. 526-529.

13. Lv L.X., Zhen L., Xu C.Y., Sun X.Y. Phase field simulation of microstructure evolution in Fe-Cr-Co alloy during thermal magnetic treatment and step aging //Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2010, v. 322, pp. 987-995.

****

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТРИП- СТАЛИ ВНС9-Ш В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УРОВНЯ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ.

Терентьев В.Ф. [1], Сиротинкин В.П.[1], Слизов А.К. [2], Просвирнин Д.В.

[1]ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Ленинский проспект 49, Россия

e-mail:fatig@mail.ru

[2]ОАО «Камов», Люберцы Московской обл.,14007, Россия

Исследовали образцы с рабочей частью 0,3х7х20 мм из холоднокатанной ленты из аустенитно – мартенситной трип-стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш)с пределом прочности $\sigma_в$ = 1837 МПа. Химический состав стали ВНС 9-Ш, % (мас.): 0,22 C; 15,0 Cr; 5,2 Ni; 2,9Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа. В исходном состоянии фазовый состав поверхности, определенный рентгеноструктурным анализом, состоял из 55% мартенсита деформации (ά – фаза) и 45% наклепанного аустенита (γ – фаза). Испытания на на усталость при комнатной температуре осуществляли посредством универсальной сервогидравлической 10-тонной машины Instron 8801 в условиях повторного растяжения при минимальном напряжении цикла σ_{min} = 100 МПа и с частотой нагружения 30 Гц. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре «Ultima IV» фирмы «Ригаку» (Япония) в Cu Kα излучении.

На рис. 1 представлена кривая усталости образцов из стали ВНС9-Ш. Видно, что большая часть разрушившихся образцов лежит в области напряжений, соответствующих стадии микротекучести при статическом деформировании, и их долговечность соответствует области малоцикловой усталости (до долговечности ~ 10^5 циклов). Такое поведение при усталости характерно для высокопрочных металлических материалов [1]. Также, у этой стали наблюдается четкий физический предел усталости σ_R = 900 МПа, а отношение предела усталости к пределу прочности равно ~ 0,5 [2]. Зависимость изменения фазового состава стали в зависимости от уровня максимального напряжения цикла представлена на рис. 2.

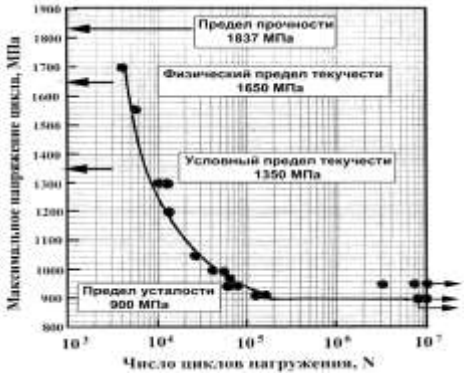


Рис. 1



Рис. 2

Видно, что циклирование при напряжении предела усталости σ_{max} = 900 МПа приводит к некоторому повышению содержания мартенситной фазы по сравнению с исходным состоянием материала. Это происходит за счет накопления микропластической деформации. Затем до напряжения σ_{max} = 1300 МПа наблюдается незначительное снижение содержание мартенсита примерно до исходного состояния. При σ_{max} = 1550 МПа и σ_{max} = 1700 МПа происходит резкое уменьшение количества мартенситной фазы. Возможно, что такое резкое снижение количества α – фазы связано с локальным разогревом локальных областей материала (из-за очень высокой скорости деформирования в процессе циклического нагружения), приводящим к обратному превращению мартенсита в аустенит.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-02518

Литература

1.Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015, 485 с.

2. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К. и др. Особенности поведения тонколистовой аустенитно - мартенситной трип – стали ВНС9-Ш в условиях статического и циклического деформирования // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 8. С.39-47.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА АСП-27 ALSI10MG, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ (МЕТОД SLM)

Геров М.В. [1*], Владиславская Е.Ю. [1], Терентьев В.Ф. [2], Просвирнин Д.В. [2], Колмаков А.Г. [2], Антонова О.С. [2].**

[1]АО «Корпорация «МИТ», Москва, 127273, Россия

[*]E-mail: zodom@mail.ru

[2]ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Россия

[**]E-mail: fatig@mail.ru

Образцы из алюминиевого сплава АСП-27 AlSi10Mg с цилиндрической рабочей частью диам. 4 мм были выращены под углами 45^0, 90^0 и 180^0 к платформе построения методом SLM – плавления. Заготовки образцов подвергались термообработке: отжиг при температуре 240^0C с выдержкой 6 часов, охлаждение с печью. На рис. 1 представлена структура сплава АСП-27 AlSi10Mg, характерная для алюминиевых сплавов, полученных по технологии SLM – плавления. Можно наблюдать границы лазерных треков, а также отдельные поры. Механические свойства образцов из сплава вАСП-27 AlSi10Mg в зависимости от термической обработки представлены в таблице 1.

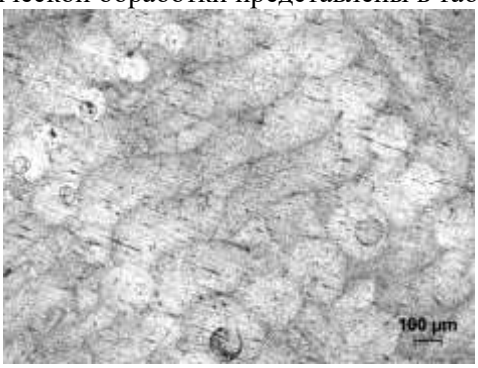


Рис. 1. Структура сплава АСП-27 AlSi10Mg

Таблица 1

Механические свойства	Защитная среда азот			Защитная среда азот		
	Образцы выращенные под углом 45 к платформе построения	Образцы выращенные под углом 90 к платформе построения	Образцы выращенные под углом 180 к платформе построения	Образцы выращенные под углом 45 к платформе построения	Образцы выращенные под углом 90 к платформе построения	Образцы выращенные под углом 180 к платформе построения
	Отжиг при 240 с выдержкой 6 часов			Отжиг при 300 с выдержкой 2 часов		
$\sigma_{0,2}$, кгс/мм^2	23,0-26,8 **25,2**	22,0-26,0 **24,8**	22,4-25,0 **23,6**	17,1-19,0 **17,9**	16,7-18,7 **17,3**	17,1-18,8 **17,74**
$\sigma_в$, кгс/мм^2	36,0-37,0 **36,7**	32,6-39,0 **36,6**	31,6-35,0 **33,56**	26,7-27,5 **26,97**	23,0-26,7 **26,04**	25,8-27,0 **26,37**
δ, %	6,0-9,6 **8,2**	5,6-10,0 **7,63**	10,0-16,3 **12,83**	16,0-19,5 **17,7**	14,0-16,0 **15,1**	16,0-19,5 **17,78**
Ψ, %	7,5-15,0 **11,12**	6,43-16,0 **10,95**	11,0-36,2 **21,68**	30,0-39,0 **33,8**	30,0-37,0 **33,8**	31,0-38,5 **35,57**
$a_к$, кгсм/см2	-	0,5-0,86 **0,67**	2,0-2,9 **2,43**	1,8-2,3 **2,06**	1,35-2,0 **1,94**	1,95-3,2 **2,62**

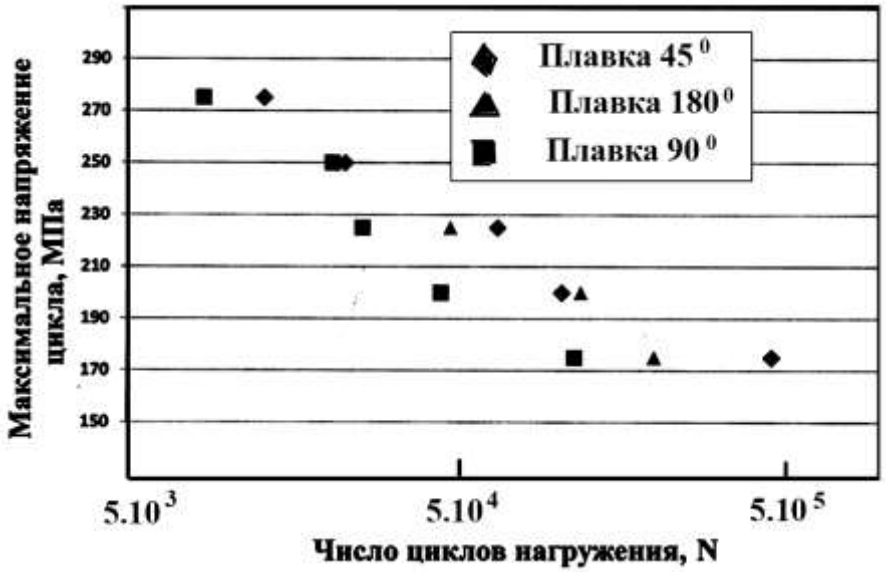
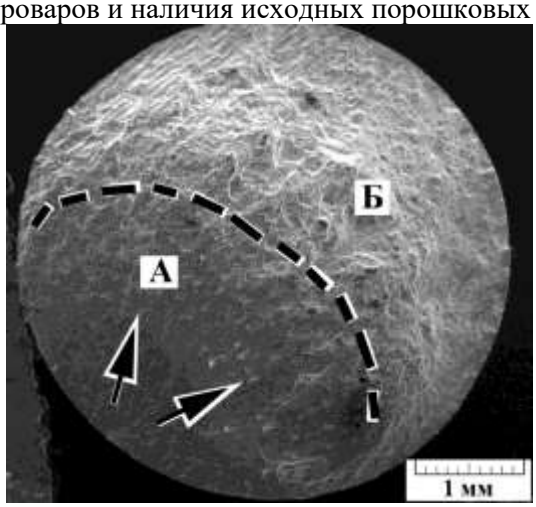


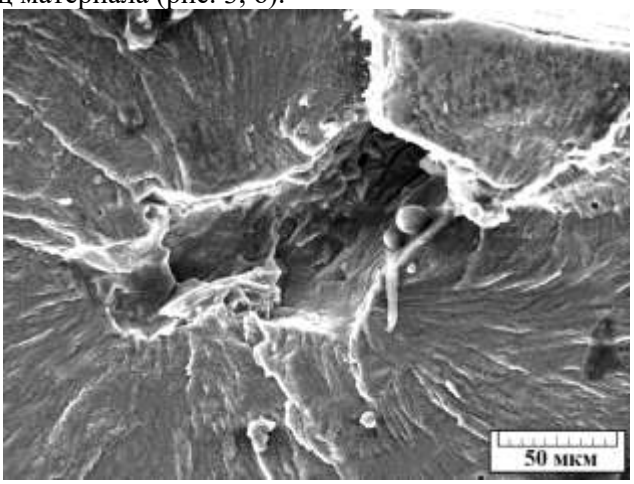
Рис. 2. Характеристики циклической прочности образцов из сплава АСП-27 AlSi10Mg

Испытания на многоцикловую усталость при комнатной температуре проводили на сервогидравлической машине для усталостных испытаний Instron 8801 в условиях повторного растяжения при коэффициенте асимметрии цикла R = 0,1 и с частотой 30 Гц. На рис. 2 представлены результаты усталостных испытаний. Видно, что ограниченный предел выносливости на базе 5.10^5 циклов нагружения составляет 170 МПа. Наибольшую долговечность до разрушения показывают образцы, выращенный под углом 45^0, а наименьшую – под углом 90^0.Прогнозируемое значение предела выносливости σ_R на базе 10^7 циклов нагружения для исследованных образцов составляет 100-120 МПа.

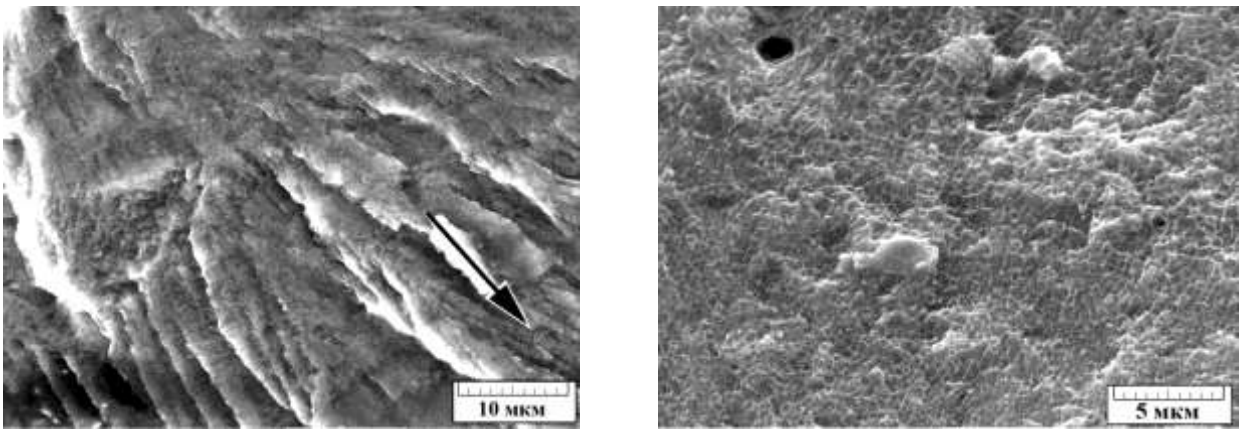
Изучение механизмов распространения усталостной трещины для всех исследованных вариантов технологии SLM показало, что на общей картине излома (рис. 3, а) можно четко выделить зону усталостного роста трещины (зона А) и зону статического долома (зона Б). Зарождение усталостной трещины в сплаве АСП-27 AlSi10Mg происходит на поверхности образцов в местах непроваров и наличия исходных порошковых частиц материала (рис. 3, б).



а



б



в *г*

Рис. 3. Фрактография усталостного разрушения образцов из сплава АСП-27 AlSi10Mg

Во всех случаях на стадии стабильного распространения усталостной трещины наблюдается вязкий гребенчатый рельеф, вытянутый вдоль направления распространения трещины. В образцах, выращенных под углами 45^0 и 180^0, на этой стадии развития усталостной трещины также наблюдается бороздчатый рельеф (рис. 3, в). У образцов, изготовленных под углом 90^0, усталостные бороздки на стадии стабильного роста трещины не наблюдаются. Также у образцов этой серии на стадии ускоренного роста трещины и статического долома наблюдается менее вязкий рельеф усталостного разрушения. Статический долом связан с типичным вязким ямочным разрушением. По результатам усталостных испытания и анализа механизмов разрушения сделан вывод, что наилучшими характеристиками усталости обладают образцы, изготовленные под углом 45^0, менее предпочтительными являются образцы, выращенные под углом 90^0

****

МНОГОСЛОЙНАЯ СВЕРХПРОВОДЯЩАЯ ЛЕНТА ИЗ СПЛАВА NB50TI С ВНУТРЕННЕЙ И ВНЕШНЕЙ CU-СТАБИЛИЗАЦИЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННАЯ ИЗ CU/NB/TI-КОМПОЗИТА ПО ТВЕРДОФАЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Коржов В.П., Зверев В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

korzhov@issp.ac.ru

Методами диффузионной сварки (ДС) и пакетной прокатки (ПП) за два цикла изготовлены опытные образцы многослойной сверхпроводящей ленты из сплава Nb–50%Ti. В 1-м цикле многослойный Nb/Ti-пакет, собранный из Nb- и Ti-фольг, подвергался ДС при 1050°С в течение 10 мин под давлении ~16,5 МПа и прокатывался до ленты толщиной 0,2 мм. На 2-м этапе пакет собирался из отрезков ленты после 1-го цикла, Cu-пластин и тонких Nb-фольг, выполняющих роль диффузионных барьеров между Ti и Cu. Пакет состоял из массива Nb/Nb50Ti, 2-х или 3-х Cu-слоев, стабилизирующих сверхпроводящее состояние ленты, и Nb-барьеров (рис. 1, см. вставку).

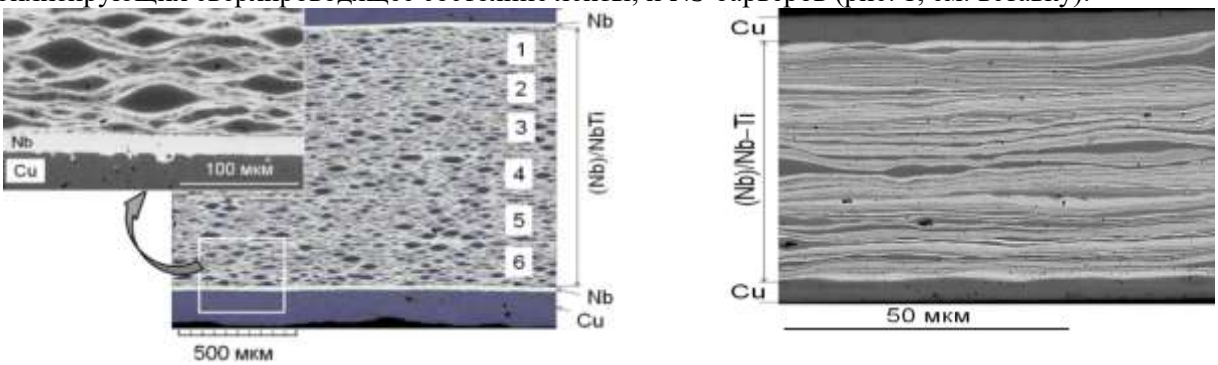


Рис. 1. Структура поперечного сечения пакета с двумя наружными Cu-слоями внешней стабилизации после 2-го цикла ДС при 950°С и ~18 МПа в течение до 1,5–2 ч: 1–6 – многослойные отрезки после 1-го цикла ДС + ПП; (Nb) – твердый раствор Ti в Nb

Рис. 2. Микроструктура ленты Cu/(Nb–Ti) толщиной 0,1 мм после прокатки

Измерения критического тока I_C проводились на лентах толщиной 0,1 мм, полученных прокаткой пакетов после 2-го цикла (рис. 2). В отличие от композита до прокатки слоистая структура ленты состояла из слоев сплава Nb50Ti и твердого раствора Ti в ниобии (Nb) соответственно серого и светлого контрастов.

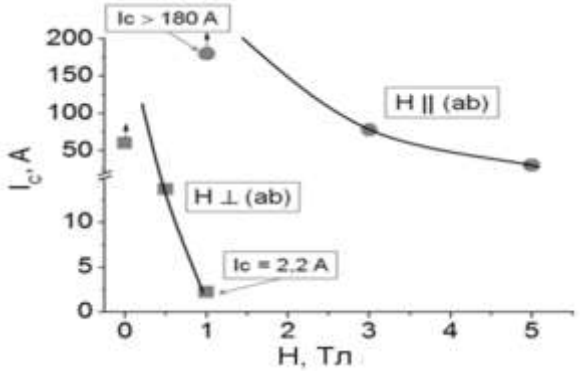


Рис. 3. Зависимости $I_C(H)$ при H // (ab) и H ⊥ (ab)

Измерения проводились в криостате с жидким гелием в магнитном поле H, создаваемом сверхпроводящим соленоидом, при параллельной H || (ab) и перпендикулярной H ⊥ (ab) ориентациях направления H и плоскости ленты (ab). Транспортный ток I через образец в обоих случаях был перпендикулярен H. При H ⊥ (ab) I_C резко падал с увеличением поля уже в диапазоне от 0 до 1 Тл (рис. 3). В то время как при H || (ab) он плавно понижался, оставаясь при 5 Тл на уровне ~30 А, что соответствует инженерной критической плотности тока $3 \cdot 10^4$ А/см^2.

Анизотропия I_C, равная отношению $I_{C\parallel}/I_{C\perp}$, при H = 1 Тл, была >82. Это свидетельствует о закреплении сверхпроводящих вихрей, локализующихся в сплаве Nb–Ti, на границах (Nb)-NbTi: несверхпроводящих слоёв (Nb) и сплава Nb–Ti, несущего сверхпроводящий ток.

****

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ TI-NI С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ БИАКСИАЛЬНОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Комаров В.С.[1,2], Хмелевская И.Ю. [1], Кавалла Р.[2], Прокошкин С.Д.[1]

[1]Россия, НИТУ «МИСиС»,

[2]Германия, ТУ «Фрайбергская горная академия», komarov@misis.ru

FORMATION OF ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE IN TI-NI SHAPE MEMORY ALLOYS UNDER BIAXIAL SEVERE PLASTIC DEFORMATION

V. Komarov[1,2], I. Khmelevskaya[1], R. Kawalla[2], S. Prokoshkin[1]

The effect of severe plastic deformation using *MaxStrain* device on the structure and functional properties of Ti–50.0 at.% Ni shape memory alloy has been studied.

Одним из наиболее эффективных методов повышения функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni является термомеханическая обработка, включающая интенсивную пластическую деформацию (ИПД). С её помощью в данных сплавах можно сформировать ультрамелкозернистую структуру (субмикрокристаллическую, наносубзеренную или нанокристаллическую), обеспечивающую повышенный уровень функциональных свойств.

В настоящей работе ИПД сплава Ti-50,0 ат.% Ni была произведена на модуле многоосевой деформации *MaxStrain*, входящем в комплекс физического моделирования термомеханических процессов *Gleeble*. Центральная часть образца поочередно деформировалась синхронизированными бойками по двум взаимноперпендикулярным осям. Максимальное количество обжатий − 17.

Деформация производилась в изотермических условиях при температурах 400…250 °С. Степень истинной (логарифмической) накопленной деформации варьировалась от e=4,5 до 11. Скорость деформирования – 0,5 мм/с.

Температурные интервалы мартенситных превращений оценивали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Структуру исследовали с помощью рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Обратимую деформацию в результате реализации эффекта памяти формы при нагреве определяли термомеханическим методом при изгибе.

MS-деформация приводит к увеличению дефектности кристаллической решетки и сопровождается ростом внутренних напряжений, стимулирующих появление B2↔R превращения при охлаждении и нагреве и протекание прямого и обратного мартенситного превращения в две стадии. Температурные интервалы прямого и обратного мартенситных превращений смещаются в область более низких температур. Понижение температуры деформации с 400ºС до 250ºС с увеличением степени накопленной деформации от e=4,5 до 11 приводит к измельчению структурных элементов. В результате *MS*-деформации была была сформирована смешанная нанокристаллическая и наносубзёренная структура со средним размером зерен/субзерен менее 100 нм. Проведенные исследования показали, что такая структура, обеспечивает значительное преимущество по основным функциональным свойствам – максимальной полностью обратимой деформации $\varepsilon_r^{max}{}_{,1}$ более 9%, сравнимые с лучшими показателями для сплавов Ti-Ni эквиатомного состава.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности выбранного направления с точки зрения улучшения комплекса функциональных свойств СПФ на основе Ti-Ni, что позволяет повысить надежность существующих устройств, действующих на основе эффекта памяти формы и расширить сферу применения данного сплава.

****

ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ЭК61-ИД, ЭП202-ВД И ЭП915-ИД

Синельников С.И.[1], Галямов А.Л.[2, 1],Недашковский К.И.[3]

[1] Россия, г. Королёв, ОАО «Композит», E-mail:info@kompozit-mv.ru,

[2] Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»,

[3] Россия, г. Химки, ОАО «НПО «Энергомаш», E-mail:lns.energomash@yandex.ru

THE EFFECT OF ISOTHERMAL STRAIN AND FURTHER THERMAL TREATING ON STRUCTURES AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE HEAT-RESISTANT EK61-ID, EP202-VD, AND EP915-ID ALLOYS.

Sinelnikov S.I., Galyamov A.L., Nedashkovskii K.I.

The research results have been provided of the effect of isothermal stamping and further thermal treating on microstructures and mechanical properties of the heat-resistant EK61-ID,

EP202-VD, and EP915-ID alloys.

Современное развитие ракетного двигателестроения предъявляет всё более высокие требования к конструкционным материалам, работающим в экстремальных условиях. В сплавах, применяемых в турбонасосных агрегатах жидкостных ракетных двигателях (ТНА ЖРД), необходимо сочетание высокой прочности при достаточной пластичности материала и хорошая свариваемость. При производстве ТНА ЖРД широко применяются жаропрочные никелевые сплавы ЭК61-ИД, ЭП202-ВД и железо-никелевый сплав ЭП915-ИД. Эффективным методом повышения свойств жаропрочных сплавов является изотермическая деформация [1].

Данная работа была проведена с целью оценки уровня механических свойств сплавов ЭК61-ИД, ЭП202-ВД, ЭП915-ИД после изотермической штамповки и последующей термической обработки.

Исходными заготовками служили кованые мерные прутки по четыре на каждый сплав размерами: ЭК61-ИД - Ø80 ×100 мм; ЭП202-ВД, ЭП915-ИД - Ø100 ×100 мм. Микроструктура

заготовок в состоянии поставки однофазная с большим количеством двойников и линий сдвига. Размер зерна в исходных заготовок составлял 60-80 мкм (4-6 балл по шкале ГОСТ 5639).

Технология изотермической штамповки заготовок из этих сплавов разработана на основе компьютерного моделирования с использованием программы Deform; при этом учитывали эффекты деформационного разогрева, захолаживания заготовки при контакте с инструментом, процессы динамической рекристаллизации и роста зерен γ′-фазы. На основе результатов компьютерного моделирования время деформации за один проход ограничивали 35-40 секундами.

Технологическая схема изотермической деформации опытных заготовок из сплавов ЭК61-ИД, ЭП202-ВД, ЭП915-ИД предусматривала два перехода: первая осадка со степенью деформации 70 % (с 100 до 30 мм), вторая осадка со степенью деформации 43 %. (с 30 до 17 мм). Деформацию исходных заготовок выполнили в плоских бойках, нагретых до температуры 920 ^{0}C, на гидравлическом прессе ПА2642 усилием 16 МН в установке изотермического деформирования УИДИН-400М; нагрев заготовок до температуры деформации проводили в электропечи СНЗ-12.4.6/12М1.

В качестве технологической смазки использовали нитрид бора.

Оценка механических свойств опытных поковок проведена на разрывных образцах (по одному от каждой поковки), прошедших упрочняющую термическую обработку по стандартным для этих сплавов режимам старения:

ЭП202-ВД: старение Т= 850^{0}С, 10 ч, охлаждение на воздухе;

ЭП915-ИД: старение Т=750^{0}С, 8 ч, охлаждение на воздухе; 650^{0}С, 8 ч, охлаждение на воздухе.

ЭК61-ИД: старение Т=730^{0}С, 15 ч, охлаждение на воздухе; 650^{0}С, 10 ч, охлаждение на воздухе.

Механические свойства опытных образцов поковок (средние значения по 4 поковкам) приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Механические свойства опытных поковок

	$\sigma_в$,	$\sigma_{0,2}$,	δ, %	ψ, %
ЭП202-ВД				
Среднее значение		**952**	**31**	**38**
Коэффициент	1,6	3,7	5,8	10,6
ЭП915-ИД				
Среднее значение	**1313**	**1040**	**18**	**31**
Коэффициент	0,6	0,4	13,5	8,8
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
ЭК61-ИД				
Среднее значение	**1423**	**1177**	**24**	**35**
Коэффициент	2,7	2,6	10,2	5,8

Механические свойства поковок превышают предъявляемые к ним требования, особенно по пластическим характеристикам (Таблица 2), и достаточно стабильны. О чём свидетельствуют низкие значения коэффициентов вариации полученных значений $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ

Таблица 2 – Прирост механических свойств поковок относительно предъявляемым требованиям

	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
ЭП202-ВД				
Прирост, %	**14**	**27**	**121**	**-**
ЭП915-ИД				
Прирост, %	**9,4**	**22**	**20**	**-**
ЭК61-ИД				
Прирост, %	**5,4**	**7**	**33**	**-**

Для определения характера влияния изотермической деформации и последующей термической обработки на структуру жаропрочных сплавов провели микроструктурный анализ шлифов изготовленных из образцов сплавов, прошедших механические испытания. Шлифы исследовали на оптическом микроскопе Axio Vert.A1 MAT; оценку и анализ микроструктуры осуществляли с помощью программы Thixomet.Pro.

После изотермической деформации исследованных сплавов, наблюдается характерная вытянутость зерен в направлении течения металла и текстурованность. В ходе изотермической деформации реализуются процессы динамической рекристаллизации, связанные с образованием новых мелких зерен размером 5-15 мкм на границах крупных нерекристаллизованных зерен. Для оценки степени измельчения зерна в сплавах определяли величину зерна методом сравнения с эталонными шкалами по ГОСТ 5639. Микроструктура сплавов ЭК61-ИД, ЭП202-ВД, ЭП915-ИД однотипная, частично рекристаллизованная. На границах, вытянутых вдоль деформации зёрен, просматриваются мелкие равноосные зёрна величиной 8-9 балла в сплаве ЭК61-ИД и величиной 7-8 балла в сплавах ЭП202-ВД и ЭП915-ИД. В поковках всех исследованных сплавов наблюдается существенное уменьшение среднего диаметра зерна по сравнению с их исходным состоянием. Однако рекристаллизация прошла не в полном объёме. Это связано с тем, что деформация прошла в условиях близких к изотермическим и может характеризоваться как штамповка в горячих штампах. В процессе изотермического деформирования необходимо поддерживать температуру в поковках на уровне выше температуры начала рекристаллизации сплава. Для предотвращения падения температуры ниже уровня начала рекристаллизации заготовки нагревали на более высокую температуру, чтобы компенсировать охлаждение поверхностных слоёв заготовки при контакте с инструментом, нагретым на более низкую температуру. Соответственно температура нагрева металла в заготовках из сплава ЭК61-ИД была принята в первом переходе 1050 ^{0}С, сплава ЭП202-ВД - 1065 ^{0}С, сплава ЭП915-ИД - 1050 °С; во втором переходе: ЭК61-ИД - 1030 ^{0}С, сплава ЭП202-ВД - 1030 ^{0}С, сплава ЭП915-ИД - 1020 °С.

Анализ выполненной работы показывает, что для получения более равномерной мелкозернистой структуры во всём объёме металла поковки необходимо повышение температуры нагрева штампового инструмента до 1050-1100 °С. Это требует разработки новых штамповых материалов для изотермической штамповки. Решение этой задачи позволит повысить показатели механических свойств жаропрочных сплавов.

Литература

1.Кайбышев О.А., Утяшев Ф. З. «Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов». 2002. М.: Наука, с. 204.

2. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

*****

выпрямлением. Суть метода заключается в том, что плоские образцы, вырезанные из листового проката, подвергаются прессованию между двух рифленых частей пресс-формы, при этом, за счет сдвига, в локальных областях образца реализуются большие степени пластических деформаций. Один цикл прессования состоит из следующих последовательностей действий: прессование рифлением; выпрямление; смещение образца; повторное прессование рифлением; выпрямление. Предполагается, что один цикл способствует равномерной обработке образца.

Для подготовки оснастки в работе использованы методы численного моделирования с использованием билинейной упругопластической модели поведения материала образца. Математическая модель представлена системой дифференциальных уравнений механики сплошной среды. Для решения системы применяли метод конечных элементов. Для нахождения констант уравнений проведена серия экспериментальных работ по получению диаграмм упругопластического поведения алюминиевого сплава 1560 при температурах 297 и 473 К. Условия испытаний подобраны из соображений о легкой обрабатываемости алюминиевого сплава при повышенных температурах и накопленного опыта модификации структуры легких сплавов методами интенсивной пластической деформации [2]. В качестве материала для оснастки пресс-формы выбрана закаленная сталь 40Х со справочными характеристиками.

На основе результатов численного моделирования проведена оценка напряженно-деформированного состояния плоских образцов в оригинальной оснастке при температурах 297 и 473 К, подобраны оптимальные размеры пресс-форм для обработки на малых прессах до 5 тонн, определены степени накопления пластической деформации при оптимальных режимах прессования. Максимальная величина накопленной пластической деформации в образце за один цикл прессования равна 1.16, что соизмеримо с одним циклом обработки объемных образцов равноканальным угловым прессованием. Большие степени деформации являются причиной измельчения внутренней структуры материала, что приводит к изменению их физико-механических свойств. Увеличение циклов прессования ведет к пропорциональному увеличению степени накопленной деформации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-5914.2016.1.

Литература

1. Маркушев М.В. К вопросу об эффективности некоторых методов интенсивной пластической деформации, предназначенных для получения объемных наноструктурных материалов // Письма о материалах. 2011. т.1. №1. С. 36-42.

2. Козулин А.А., Красновейкин В.А., Скрипняк В.В., Хандаев Б.В., Ли Ю.В. Механические свойства алюминий магниевых сплавов после интенсивной пластической деформации // Современные проблемы науки и образования. 2013. № 6. С. 888.

****

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ AL-CU-MN-MG ОБРАБОТАННОГО НА ТВЁРДЫЙ РАСТВОР

Зуйко И.С.

Россия, ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», zuiko_ivan@bsu.edu.ru

EFFECT OF COLD ROLLING ON MECHANICAL PROPERTIES OF AL-CU-MN-MG ALOY IN THE SUPERSATURATED SOLID SOLUTION CONDITION

Zuiko I.S.

Abstract. The deformation structures, mechanical properties and strengthening mechanisms of an aluminum alloy 2519 alloy subjected to cold rolling (CR) up to a total reduction of 80% (true strain,ε ~1.61) in condition of supersaturated solid solution (SSSS) were studied. After a 10% reduction almost fifty fold increasing in lattice dislocation density up to ~10^{15} m^{-2} takes place. Yield stress (YS), ultimate tensile strength (UTS), microhardness increase from 135 to 350 MPa, from 350 to 425 MPa and from 87.4 to 130.2 $HV_{0.2}$, respectively. Upon further strain the lattice dislocation density gradually increases up to ρ_d~5×10^{15} m^{-2} after a 80% reduction. As a result, YS, UTS and microhardness increases to 560 and 590 MPa and 178.5 $HV_{0.2}$. Solutes play an important role in strengthening under CR restricting ability of dislocation for rearrangement.

Одним из основных материалов, применяемых в конструкции ракетоносителей, является термоупрочняемый сплав 1201 (или дюралюминий), который является аналогом американского сплава AA2219 (по классификации Aluminum Association). Известно, что последний сплав применяют многие ведущие ракетостроительные фирмы мира [1-4]. Так в частности, в течение длительного времени из этого сплава производили бак для хранения водорода для американского многоразового транспортного космического корабля Space Shuttle [2,3], а так же в конструкциях Бурана - советского крылатого орбитального корабля многоразового использования.

Не так давно была разработана новая версия сплава - AA2519, в которой химический состав был изменен с учетом последних достижений в технологии непрерывного литья, модифицирования литой структуры и фильтрации расплава [2]. Это обеспечивает повышение прочностных свойств, а уменьшение содержание Cu по сравнению со сплавами предыдущих поколений (к примеру 2219 – Al-6.3Cu-0.3Mn-0.06Ti-0.1V-0.18Zr) устранило образование частиц θ-фазы (Al_2Cu) эвтектического происхождения, что кратно повышает ударную вязкость материала. Благодаря сочетанию высокой удельной прочности, пластичности и удовлетворительной вязкости разрушении сплава 2519 используется в качестве конструкционного материала в ракетостроении, а также для корпусов легкобронированной военной техники (например - корпусов американской экспедиционной боевой машине AAAV и южнокорейской современной боевой машине пехоты K21).

В качестве стандартной термомеханической обработки для сплава AA2519 применяется обработка T87 (закалка, холодная деформация растяжением на 7% и последующее искусственное старение на максимальную прочность) [2,3-4]. Для оценки потенциала повышения механических свойств данного сплава существует возможность увеличить степень промежуточной пластической деформации. Данный факт обусловил цель настоящей работы – исследовать влияние термомеханической обработки, включающей большую пластическую деформацию методом прокатки с обжатиями до 80%, на механические свойства сплава AA2519 без применения искусственного старения.

Результаты испытаний выполненных для определения механических свойств представлены в *Таблице 1*.

Таблице 1. Механические свойства сплава AA2519 после прокатки с различными степенями деформации.

Обжатие	$\sigma_{0.2}$, MPa	σ_B, MPa	δ, %	Микротвердость, $HV_{0.2}$
0	136±1	349±2	28±1	87±2
10	347±4	427±5	12±1	130±2
40	453±3	503±1	9±1	164±1
80	567±2	589±4	5±0.4	179±2

Химический состав Al-5.64Cu-0.33Mn-0.23Mg-0.11Ti-0.08Fe-0.08Zn-0.1V-0.2Zr (вес. %) был определен методом оптико-эмиссионного анализа с использованием прибора Foundry-Master UVR. Слитки, размерами 100 мм×120 мм×180 мм, гомогенизировали при температуре 510°C в течение 24 часов. Далее гомогенизированные заготовки ковали при ~400°C вдоль большей стороны с поворотом на 90° и суммарной истинной степенью деформации ε~1,2. Из центральной части полученных поковок были вырезаны пластины размером 120×150 мм и толщиной 3, 3,33, 5,0 и 15,0 мм для последующей холодной деформации методом прокатки со степенями обжатия 0, 10, 40 и 80%, соответственно. После прокатки конечная толщина пластин была одинакова для состояний с различными степенями обжатия. Полученные пластины обработали на твердый раствор (нагрев и выдержка при 535°C в течение 1 часа), закалили в воду, продеформировали методом прокатки при комнатной температуре. Механические испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной электромеханической машине Instron 5882 в соответствии с ГОСТ 1497-84. Начальная скорость деформирования составляла – $1{,}3\times10^{-3}$ $с^{-1}$, размер рабочей области – 3×7×35 мм. Микротвердость по Виккерсу образцов после старения была определена с использованием

твердомера Wilson Wolpert 402MVD с нагрузкой на индентор 2 Н. Было выполнено по 10 уколов индентора для каждого состояния сплава.

Таким образом, можем заключить, что интенсивная пластическая деформация методом прокатки приводит к значительному увеличению прочностных свойств сплава АА2519 даже без применения искусственного старения. Это обеспечивается структурным упрочнением, а так же повышенной плотностью дислокаций, накопленных в результате взаимодействия растворенных атомов и скользящих дислокаций. Необходимо отметить, что пластичность остаётся на очень приемлемом уровне.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (грант № 14.Y31.16.8446-НШ).

Список использованной литературы:

1. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. / Б. А. Колачев – М.: МИСиС, 2005. − С. 432.

2. Polmear I. J., Light Alloys. From traditional alloys to nanocrystals, 3rd ed., Butterworth-Heinemann. Elsevier, UK, 2006. 421 p.

3. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевого сплава АА2519 / И. С. Зуйко, М. Р. Газизов, Р. О. Кайбышев // ФММ. −2016. − № 9. − С. 938−951.

4. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства термоупрочняемого сплава системы Al-Cu-Mg-Mn / Р. О. Кайбышев, И. С. Зуйко, М. Р. Газизов, // ТЛС. −2015. − № 2. − С. 63−75.

****

СЕКЦИЯ 5*: НОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ ПЕРСПЕКТИВНОЙ СТРУКТУРОЙ И ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК*

****

ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В СТРУКТУРЕ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ Р6М5 И 130Р12М3Ф3К10-Ш НА ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Антипов В.И.*, Виноградов Л.В.*, Лукина Ю.А.*, Колмаков А.Г.*, Доронин Д.И., Баранов Е.Е.*, Мухина Ю.Э.***

**ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, E-mail: antipov@imet.ac.ru*

***ООО «Котельно-проектная компания», Россия E-mail: doronin.d@mail.ru*

Исследовано влияние количества, размеров и характера распределения частиц первичных карбидов ледебуритной эвтектики в объеме металла горячекованных и горячекатаных заготовок быстрорежущих сталей на физико-механические свойства режущих инструментов, изготовленных из этих сталей. Из литературных источников известно, что карбидная неоднородность оказывает существенное влияние на весь комплекс физико-механических свойств режущего инструмента, изготовленного из горячедеформированных заготовок быстрорежущих сталей и зависит от химического состава стали (в первую очередь, от содержания в ней углерода и вольфрама), размеров исходного слитка и особенностей его кристаллизации, способа горячей пластической деформации и степени деформации литого металла [1-4]. В ходе исследований установлено, что применение радиально-сдвиговой прокатки (РСП) позволяет резко снизить карбидную неоднородность в поверхностном слое сортовых заготовок быстрорежущих сталей Р6М5 и 130Р12М3Ф3К10-Ш. Так на расстоянии 1/5 радиуса от поверхности прутков диаметром до 65 мм карбидная неоднородность не превышала 1 балла по шкале ГОСТ 19265-73. При этом, наряду с существенным измельчением карбидов ледебуритной эвтектики, наблюдается их более равномерное распределение в объеме металла по сравнению с продольной прокаткой (ПП). Кроме того, в результате РСП изменяется морфология частиц, которые приобретают округлую форму, без острых углов на поверхности. Причём максимальный размер частиц первичных карбидов в металле после РСП (22,0 мкм) оказался заметно меньше, чем в случае ПП (51,0 мкм), а степень их вытянутости (3,7 мкм) значительно ниже по сравнению с металлом, подвергнутому ПП (7,2 мкм). Последнее обстоятельство положительно сказывается на механических свойствах режущего инструмента, поскольку сильно вытянутые частицы первичных карбидов ледебуритной эвтектики в процессе горячей пластической деформации часто дробятся, образуя частицы остроугольной формы. Кроме того, в них возникают незаполненные металлом трещины, что приводит к выкрашиванию режущих кромок инструмента.

Выводы

1. В отличие от быстрорежущей стали, полученной продольной прокаткой, радиально-сдвиговая прокатка позволяет полностью устранить строчечное расположение частиц первичных карбидов ледебуритной эвтектики.
2. Основная масса карбидных частиц в структуре металла после радиально-сдвиговой прокатки в 2,5 раза меньше по размеру по сравнению с частицами в металле, подвергнутому продольной прокатке.
3. Образование в структуре металла, подвергнутого радиально-сдвиговой прокатке, карбидных частиц овальной формы существенно повышает прочностные свойства сталей марок Р6М5 и 130Р12М3Ф3К10-Ш, поскольку среди них отсутствуют остроугольные частицы, наличие которых негативным образом сказывается на работоспособности режущего инструмента.

Литература

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1961, 510 с.

2. Гудремон Э. Специальные стали, том 2, М.: Металлургия, 1966 – 1274с.

3. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов (2-ое издание), М.: Металлургия, 1977, 480 с.

4. Доронин В.М. Строение, свойства и термическая обработка литой стали (Справочник «Металловедение и термическая обработка стали» том 3), М.: Металлургия, 1983, с. 6

****

ЭФФЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ВЯЗКОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ШХ15СГ В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ В ИЗДЕЛИЯХ

Антипов В.И.*, Виноградов Л.В.*, Лукина Ю.А.*, Колмаков А.Г.*, Доронин Д.И., Баранов Е.Е.*, Мухина Ю.Э.***

**ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, E-mail:* antipov@imet.ac.ru

***ООО «Котельно-проектная компания», Россия E-mail:* doronin.d@mail.ru

Проведен анализ условий работы режущего инструмента из дешевой высокотехнологичной низколегированной стали перлитного класса ШХ15СГ. Показано, что низкая теплостойкость этих сталей [1] в ряде случаев может играть положительную роль в изделиях, работающих в условиях тяжелых температурно-силовых параметров. Так при работе просечных матриц, формирующих шестигранную головку болтов М6, М8, М10, в режущей кромке инструмента возникают большие по величине знакопеременные циклические нагрузки и металл в этой области претерпевает существенный разогрев до 400^0С. При этом твердость стали ШХ15СГ постепенно снижается. Однако снижение твердости закаленной стали ШХ15СГ от нагрева поверхности инструмента одновременно сопровождается ростом пластичности и вязкости металла, что исключает выкрашивание режущей кромки и повышает его работоспособность. Иными словами, существенный рост продолжительности работы инструмента из стали ШХ15СГ, вызван внутренними процессами, протекающим в материале в ходе его эксплуатации. Обнаруженное явление можно отнести к разряду самоупрочнения материала во время работы изделия, аналогично тому, что наблюдается в стали Гадфильда (Г13), которая претерпевает интенсивное упрочнение под воздействием ударных нагрузок. На примере просечных матриц показано, что использование дешевой, низколегированной стали ШХ15СГ с пониженной твердостью, но высоким уровнем вязкости разрушения, позволяет заметно удешевить технологию изготовления изделия, заменив процесс прошивания первичного отверстия в заготовках с горячего на холодный.

Литература

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М., Металлургия, 1983 – 528с.

****

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ RE-СОДЕРЖАЩЕГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ NI_3AL

Антонова А.В., Поварова К.Б., Дроздов А.А., Булахтина М.А., Морозов А.Е.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, avantonova2005@mail.ru

EFFECT OF TEMPERATURE ON THE CHARACTERISTICS OF A LOW CYCLE FATIGUE OF RE CONTAINING NI_3AL BASED INTERMETALLIC ALLOY SINGLE CRYSTALS

Antonova A.V., Povarova K.B., Drozdov A.A., Bulakhtina M.A., Morozov A.E.

The effect of temperature on the characteristics of low cycle fatigue of Re containing γ′-Ni_3Al based intermetallic alloy single crystals has been studied at 20, 750 and 900ºC. Discusses the nature of destruction of single crystals associated with the change of the octahedral slip by cubic when passing through the peak temperature of yield strength of γ'-Ni_3Al near 800ºC and convergence characteristics of the plasticity of γ-Ni and γ'-Ni_3Al phases by improve the ductility of γ'-Ni_3Al.

Жаропрочные и жаростойкие литейные конструкционные сплавы на основе γ′-Ni_3Al типа ВКНА в настоящее время нашли применение для изготовления рабочих и сопловых лопаток, а также других ответственных деталей горячего тракта газотурбинных двигателей и энергетических установок благодаря повышенному содержанию алюминия и умеренному содержанию тугоплавких металлов (W, Mo, Re). Долговечность этих гетерофазных (γ′+γ) сплавов обусловлена высокой термостабильностью их структурно-фазового состояния благодаря тому, что эти сплавы являются естественными эвтектическими композитами. Так как данные детали работают в условиях термоциклирования, вибрации и циклических нагрузок, их разрушение носит термоусталостный и усталостный характер. В связи с этим, целью настоящей работы было изучение влияния температуры

на характеристики малоцикловой усталости (МЦУ) на базе 10^4 цикла монокристаллов литейного сплава на основе Ni_3Al типа ВКНА-25 с основными кристаллографическими ориентациями (КГО) <001>, <011> и <111> при «мягком» нагружении при температурах от 20 до 900ºС.

Химический состав базового сплава на основе Ni_3Al типа ВКНА-25 (масс.%): Ni - осн.; Al 8.37; Cr 5.7; W 3.03; Mo 5.14; Ti 0.52; Co 4.5; Re 1.6; Si 0.8; C 0.03; La 0.015. Слитки получали вакуумной индукционной плавкой. Монокристаллы с КГО <001>, <011> и <111> получали методом направленной кристаллизации с температурным градиентом кристаллизации 150°С/см и скоростью кристаллизации 10 мм/мин. Для снятия литейных и механических напряжений применяли отжиг 1150ºС, 1 ч в вакууме. Испытания на МЦУ на базе 10^4 циклов проводили на гладких разрывных образцах при температурах 20, 750 и 900ºС при «мягком» нагружении, т.е. при управлении напряжением в цикле нагружения при осевом пульсирующем режиме (коэффициент асимметрии 0,1 и частота нагружения 1 Гц).

В сплавах была сформирована независящая от КГО термически стабильная структура 80-90 об.% γ′-Ni_3Al + 10-20 об.% γ-Ni, состоящая из дендритов (γ′+γ) эвтектического происхождения (выделения γ-твердого раствора, равномерно распределенные в γ′-матрице и образующие сетку прерывистых прослоек) и крупных первичных выделений γ′-фазы.

Таблица 1. Средние значения предела МЦУ монокристаллов сплава типа ВКНА-25 с различной КГО.

Температура испытания, °С	Средние значения предела МЦУ, МПа		
	<001>	<011>	<111>
20	740	660	860
750	840	740	840
900	660	580	620

Наблюдается температурная аномалия предела МЦУ монокристаллов с КГО <001> и <011> (таблица 1): при повышении температуры испытания с 20 до 750ºС предел МЦУ повышается, а при 900ºС предел МЦУ резко снижается. При всех температурах предел МЦУ монокристаллов с КГО <001> выше, чем монокристаллов с КГО <011>. У монокристаллов с КГО <111> при температурах от 20 до 750ºС предел МЦУ практически не снижается, а при 900ºС резко уменьшается. При этом предел МЦУ при 900ºС монокристаллов с КГО <001> выше, чем монокристаллов с КГО <111> и <011>. Таким образом, по выносливости при МЦУ на базе 10^4 циклов при температуре 900°С сплавы типа ВКНА-25 находятся на одном уровне с никелевым суперсплавом типа ЖС-26 (660±20 МПа).

Деформация монокристаллов со всеми изученными КГО при испытаниях на МЦУ при 20ºС идет множественным сдвигом по октаэдрическим плоскостям скольжения. Следы пересечения этих плоскостей с боковой поверхностью образца являются источниками зарождения трещин. Идет деформация рабочей части образца и ее искривление. Следы пластической деформации в зоне разрушения отсутствуют (рис. 1 а). Сохраняется структура литого материала: равноосные участки γ′, разделенные прерывистыми прослойками γ (рис. 1 б). У монокристаллов со всеми исследованными КГО наблюдаются продольные трещины (рис. 1 а). Трещина переходит из одной октаэдрической плоскости в другую, образуя ступеньки и террасы (элементы «кристаллографического» разрушения и псевдо вязкого отрыва), а края ступенек острые (рис. 1 б).

При испытаниях на МЦУ при 900ºС скольжение отсутствует, форма рабочей части образцов практически не меняется. Разрушению предшествует образование на поверхности образцов множественных трещин с неровными краями. В зоне разрушения монокристаллов со всеми КГО присутствуют следы значительной пластической деформации: изгиб дендритов (γ′+γ), разделенных вытянутыми в направлении деформации рядами первичных выделений γ′ (рис. 1 в). В дендритах (γ′+γ) зоны с вытянутыми полосами деформации с «рафт-структурой» (участки γ′ и прослойки γ между ними) перемежаются с зонами, в которых участки γ′ окружены прерывистыми прослойками γ (рис. 1 г). Поперечные трещины возникают, как на поверхности образцов, так и в объеме материала; как в осях дендритов, так и в междендритном пространстве (рис. 1 в). Продольные трещины у монокристаллов со всеми КГО отсутствуют. Магистральная трещина проходит поперек дендритов, образуя ступеньки (рис 1 в). Элементы «кристаллографического» разрушения практически отсутствую, а края ступенек, образующихся при прохождении трещины, скруглены (рис. 1 г).

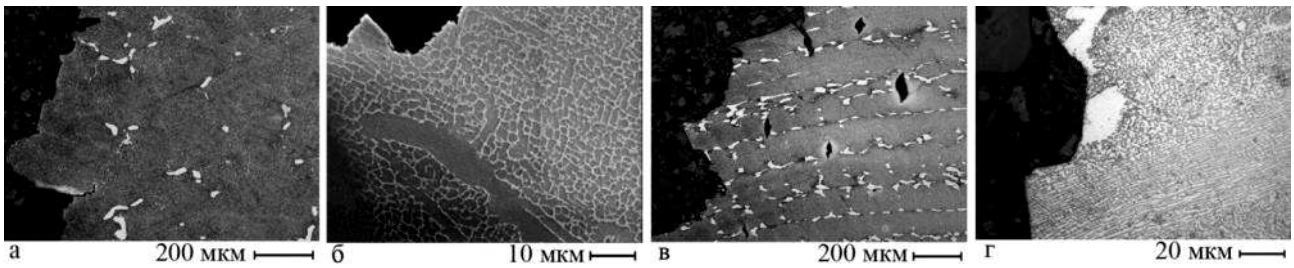


Рис. 1. Микроструктура продольного сечения в шейке образцов монокристаллов с КГО <111> (а, б) и <001> (в, г) сплава ВКНА-25, разрушившихся при испытаниях на МЦУ при 20ºС (а, б) и 900ºС (в, г).

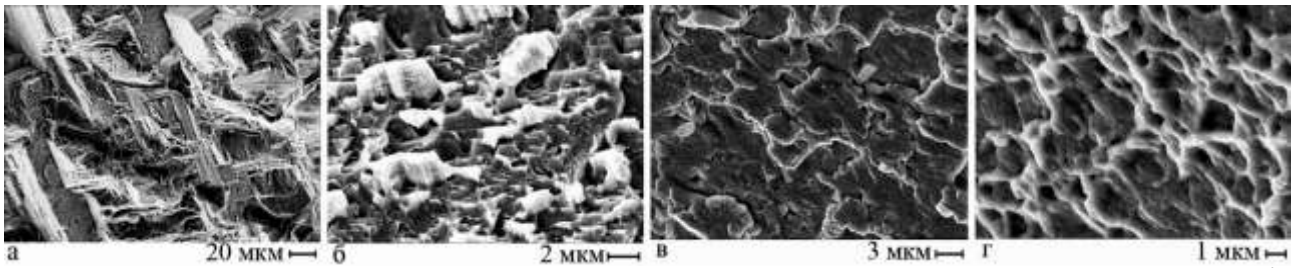


Рис. 2. Поверхность разрушения монокристалла с КГО <111> при испытаниях на МЦУ на базе 10^4 циклов при 20ºС (а, б), 750ºС (б), 900ºС (в).

При 20ºС магистральная трещина проходит по границе между первичными выделениями γ′ и дендритами (γ′+γ), наблюдаются вторичные трещины между γ′ и (γ′+γ) и растрескивание первичных выделений γ′. В двухфазной (γ′+γ) эвтектической области γ′-матрица разрушается хрупко и раньше, чем γ-прослойки, которые деформируются растяжением и как бы «вытягиваются» из γ′-матрицы в направлении растяжения (рис. 2 а, б), образуя «мостики», затрудняющие распространение продольных трещин вглубь образца. После испытаний при 750 и 900ºС на изломах много участков вязкого отрыва, подобных чашечному излому (рис. 2 в, г).

Различия в характере разрушения при испытаниях на МЦУ на базе 10^4 цикла при 20°С и при 750 и 900ºС связаны с увеличением способности к деформации фазы γ′-Ni_3Al с повышением температуры. Вблизи 800ºС в γ′-Ni_3Al со сверхструктурой $L1_2$ происходит смена октаэдрического скольжения кубическим при переходе через температуру пика текучести и прочности, что коррелирует с наличием аномальной температурной зависимости предела МЦУ при повышении температуры от 20°С до температуры пика. При 20ºС материал деформируется как композит, состоящий из хрупкой составляющей γ′-Ni_3Al и вязкой составляющей γ-Ni. При 750-900ºС характеристики пластичности этих фаз сближаются за счет повышения пластичности γ′-Ni_3Al.

****

«СТРУКТУРА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ NI-AL-TA-C, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ ГРАНУЛЬНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ»

Петрушин Н.В., Рогалев А.М., Раевских А.Н., Елютин Е.С., Аргинбаева Э.Г., Прагер С.М.
РФ, ФГУП «ВИАМ», e-mail: elargin@mail.ru

«THE STRUCTURE OF THE NI-AL-TA-C SYSTEMS INTERMETALLIC ALLOY, PRODUCED BY GRANULAR METALLURGY AND DIRECTIONAL CRYSTALLIZATION»

N.V. Petrushin, A.M. Rogalev, A.N. Raevsky, E.S. Elyutin, E.G. Arginbaeva, S.M. Prager

Microstructural studies of the Ni-Al-Ta-C systems intermetallic alloy are presented. A powder of different fractional composition is made. It is found that the produced metal powder composition has all the data in order to obtain the bars of the alloy for SLS. The metallurgical quality of the powder will ensure the production of samples for determining the performance characteristics of the synthesized material.

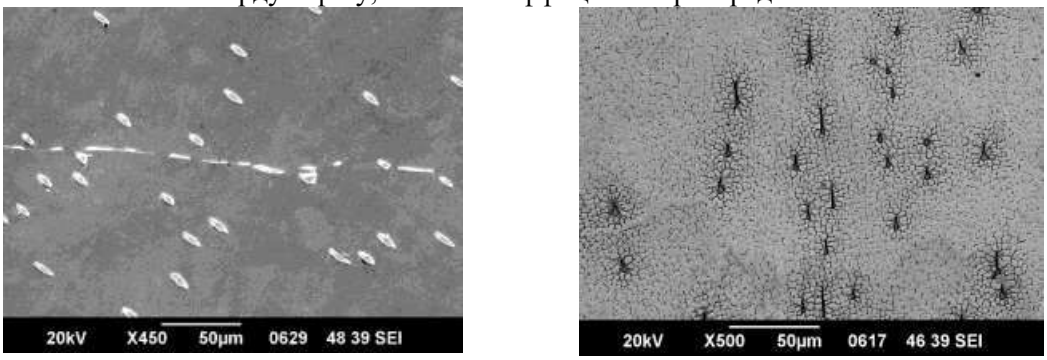
Известно, что рабочие температуры жаропрочных никелевых сплавов, традиционно применяемых для изготовления лопаток ГТД, ограничиваются значениями 1050-1100°С. В таких условиях интерметаллидные сплавы системы Ni-Al, обладающие способностью длительно эксплуатироваться при температурах до 1200°С, являются ближайшими перспективными материалами. Процесс изготовления заготовок деталей из интерметаллидных сплавов имеет ту же схему, что и из ЖНС. Однако, при литье по выплавляемым моделям деталей с поликристаллической структурой, возникает проблема более низкой по сравнению с серийными жаропрочными никелевыми сплавами технологичности. В связи с этим, актуальной задачей является поиск состава жаропрочного интерметаллидного сплава на основе γ′-фазы, упрочненного МС-карбидами, с узким температурным интервалом кристаллизации и высокой температурой плавления. Кроме того, развитие аддитивных технологий, в частности, использование 3D-синтеза методом селективного лазерного сплавления (СЛС) частиц порошковой композиции дает возможность ускорить внедрение интерметаллидных сплавов в авиационную промышленность, а также решить вопрос с ремонтом деталей.

Авторами были проведен анализ опубликованных литературных экспериментальных данных по фазовым равновесиям в никелевых сплавах системы Ni-Al-Ta, и выбран состав Ni-7,8Al-14,5Ta-0,9Mo-0,5W-0,5Re, дополнительно легированный углеродом.

Вакуумным индукционным методом выплавлен сплав, который далее исследовали после изготовления двумя способами: 1 - отливка методом направленной кристаллизацией на установке УНК-1; 2 - распыление порошка на установке HERMIGA10/100VI.

Направленная кристаллизация отливок образцов в виде цилиндрических стержней. Скорость вытяжки составляла 6 мм/ч, температурный градиент на фронте кристаллизации ~120 °С/см.

Микроструктура большей части отливки представляет собой сильно фрагментированную столбчатую монокристаллическую матрицу из γ'-фазы с отклонением до ~30 град кристаллографической ориентации <001> от продольной оси отливки, в которой рассеяны пластинчатые карбидные частицы (рис. 1). И только к конечной (доля твердой фазы q=100%) части отливки наблюдается распад γ'-фазы и формирование гетерофазной (γ'+γ) матрицы. Наблюдаются закономерности макросегрегации элементов в процессе медленной высокоградиентной направленной кристаллизации интерметаллидного сплава Ni-7,8Al-14,5Ta-0,9Mo-0,5W-0,5Re-0,15C. Концентрации алюминия и тантала немного понижаются с увеличением доли твердой фазы q, следовательно, эти элементы оттесняются в твердую фазу, т. е. их коэффициенты распределения больше 1.



а) б)

Рис.1. Микроструктура продольного (а, в) и поперечного (б, г) сечений зоныориентированного роста градиентной отливки из первичного интерметаллидного сплава
Ni-7,78Al-14,45Ta-0,94Mo-0,48W-0,46Re-0,15C (масс. %): а – q=44%; б – q=91%.

Такая трансформация структуры по длине отливки из интерметаллидного сплава объясняется макросегрегацией легирующих элементов в процессе медленной высокоградиентной направленной кристаллизации.

2. Порошок из интерметаллидного сплава системы Ni-7,8Al-14,5Ta-0,9Mo-0,5W-0,5Re-0,15C получали распылением в атомайзере HERMIGA10/100VI, оснащенном индукционным плавильным блоком с донным сливом. Отбор проб для исследования гранулометрического состава, текучести,

морфологии поверхности, содержания газовых примесей выполняли с использованием лабораторного виброгрохота Analizzette 3 Spartan с комплектом сит 40-160 мкм, а также штатного классификатора (газодинамического сепаратора) установки Hermiga 10/100 VI для рассева тонкой фракции менее 40 мкм.

Исследование структуры полученных гранул проводили на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV. Для исследования структуры поверхности гранулы дополнительно не обрабатывали.

Для гранул исследуемого интерметаллидного сплава практически во всем диапазоне гранулометрического состава характерна дендритная структура. Однако в условиях сверхбыстрого охлаждения формирование дендритов протекает отлично от традиционного литья: из-за высокой скорости кристаллизации рост дендритов подавлен, термодинамически более выгодным становится образование множества центров кристаллизации, в результате чего лишь в редких случаях можно наблюдать наличие осей второго порядка или их зачатков (рис. 2 а).

Для гранул размером 63-100 мкм характерно наличие дефектов, одним из которых, является присутствие замкнутой аргонной пористости (рис. 2 б). В более крупных гранулах встречаются частицы, пораженные пористостью, и их количество и размер увеличивается с размерами гранул (рис. 2 в). Для гранул размером 0-10 мкм характерно практически полное отсутствие дефектов, гранулы имеют сферическую форму (рис. 2 г), однако обладают плохой текучестью и не обеспечивают равномерное формирование сплавляемого слоя в установке селективного лазерного сплавления (СЛС). В диапазоне частиц 10-63 мкм отмечается наличие сателлитов (рис. 1 д, е), однако для технологии СЛС данный дефект не является критическим, т.к. присутствующие в значительных количествах частицы наиболее тонкой (<10 мкм) фракции нивелируют искажение геометрии отдельных гранул и обеспечивают высокую насыпную плотность при формировании сплавляемого слоя.

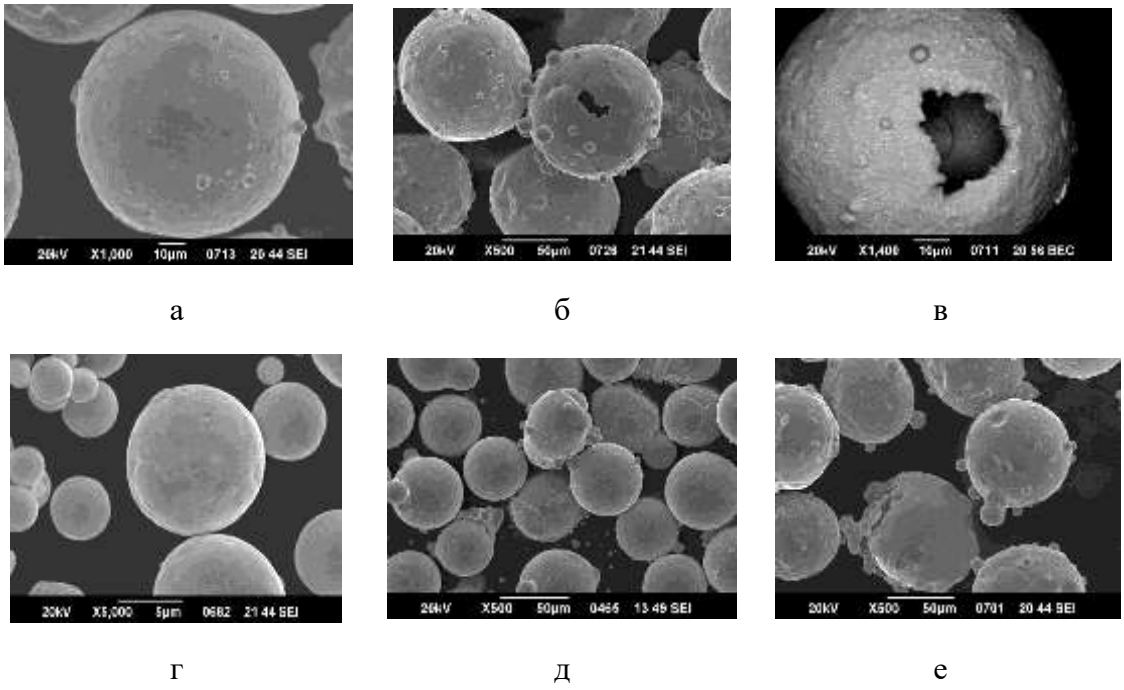


Рис. 2. Микроструктура порошков интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C.

По результатам проведенных исследований установлено, что фракционный состав изготовленного порошка интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C позволит получить заготовки методом СЛС. Металлургическое качество порошка обеспечит изготовление образцов для определения эксплуатационных характеристик синтезированного материала.

Работа выполнена в рамках Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ №НШ-9831.2016.8 «Разработка принципов создания жаропрочных материалов, получаемых методом селективного лазерного сплавления, на примере интерметаллидных сплавов с карбидным упрочнением системы Ni–Al–Ta–C».

Автор выражает благодарность академику РАН Е.Н. Каблову, О.А. Базылевой, А.В. Шестакову.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА НА ОСНОВЕ NI3AL С РАЗНЫМИ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ ОРИЕНТАЦИЯМИ

Булахтина М.А., Поварова К.Б., Дроздов А.А., Антонова А.В., Морозов А.Е.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, г. Москва m_sm@inbox.ru

INVESTIGATION OF THE EFFEKT OF THERMAL FATIGUE ON THE STRUCTURE OF NI3AL ALLOY WITH DIFFERENT CRYSTALLOGRAPHIC ORIENTATIONS.

Bulakhtina M.A., Povarova K.B., Drozdov A.A., Antonova A.V., Morozov A.E.

The effect of thermal fatigue was studied for three regimes 100↔850°C, 100↔1050°C and 100↔1100°C of single crystals with KGO <001> and <111> on the structure and durability of an alloy based on Ni_3Al. It has been established that on the basis of 10^3 thermal cycles with a maximum temperature of 850 and 1050°C, single crystals with KGO <111> possess the greatest resistance to thermal fatigue, and at 1100°C the properties of the samples of all two KGO are practically identical.

Сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al типа ВКНА с монокристаллической структурой, получаемые методом направленной кристаллизации (НК), являются наиболее продвинутыми жаропрочными сплавами на основе интерметаллидов. Они отличаются от никелевых жаропрочных сплавов более высокой жаростойкостью и более низкой плотностью благодаря повышенному содержанию алюминия и умеренному содержанию тяжелых элементов - тугоплавких металлов. Эти сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al представляют собой естественные эвтектические композиты с соотношением основных фаз γ′- Ni_3Al + (10-15) об.% γ- Ni, с некоторым избытком первичных выделений γ′- Ni_3Al. Они имеют рабочие температуры до 1100-1250°С и уже находят применение в авиационном двигателестроении.

Целью настоящей работы является исследование влияния термоциклирования на базе 10^3 термоциклов в условиях 100↔850ºС, 100↔1050ºС и 100↔1100ºС с контролируемым напряжением в цикле на структуру монокристаллов сплава ВКНА-1В с основными кристаллографическими ориентациями (КГО) <001> и <111>.

Сплавы на основе Ni_3Al выплавляли из шихтовых материалов чистотой 99,5-99,9%. Химический состав сплава, масс.%: Ni- осн.; Al 8,6; Cr 5,7; Mo 3,1; W 3,5; Ti 1,6; Fe 1,1; Si 0,8; Hf 0,45; La 0,015. Слитки диаметром 60 мм и массой 10 кг получали методом вакуумной индукционной плавки (ВИП). Монокристаллы диаметром 16 мм и длиной 180 мм с КГО <001> и <111> изготавливали методом высокоградиентной направленной кристаллизации (ВГНК) с температурным градиентом 150°С/см и скоростью кристаллизации 10 мм/мин. Проводилась термическая обработка (ТО) монокристаллов на основе Ni_3Al в вакууме при температуре 1150^0С в течение 1 часа, охлаждение с печью, для снятия литейных напряжений и напряжений, возникших при механической обработке. Микроструктуру исследовали на микроскопе «Olimpus GX51» и на электронном микроскопе LEO 1420. Исследование тонкой структуры образцов проводилось методами ПЭМ на микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для исследования были изготовлены фольги. Электролитическую полировку и травление фольг проводили на приборе TenuPol-5 в растворе ледяной уксусной и хлорной кислот (в соотношении 8:2 соответственно).

Испытания на малоцикловую усталость были проведены в ЦИАМ по методике Коффина в соответствии с требованиями стандартов. Из монокристаллов вырезали цилиндрические образцы длиной 70 мм, диаметром и длиной рабочей части 5 и 36 мм, соответственно. Режимы испытаний на термоциклирование и число циклов до разрушения приведены в таблице 1.

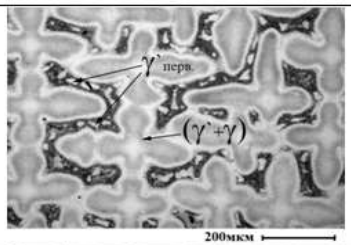
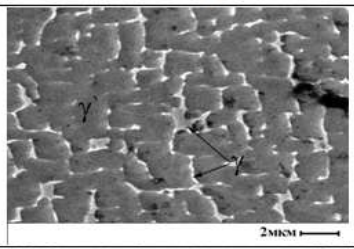
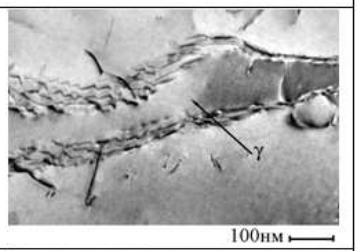
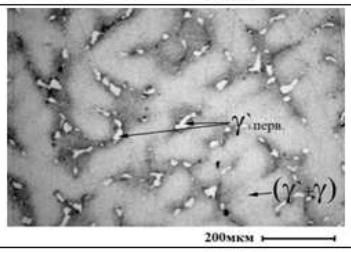
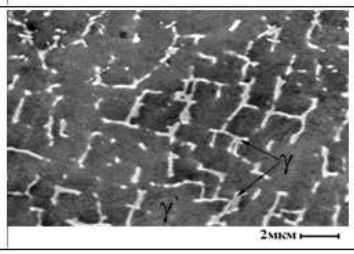
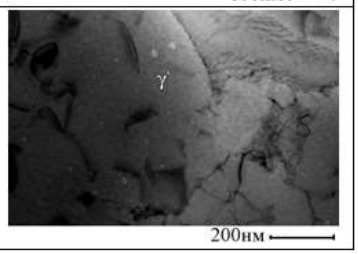
Таблица 1.- Режимы испытаний на термоциклирование монокристаллов с КГО <001> и <111> из сплава на основе Ni_3Al типа ВКНА-1В

КГО	Режим испытания	$\Delta\sigma_{терм}$, МПа	Число циклов до разрушения, N
<001>	100↔850°C	730	7700
<001>	100↔1050°C	600	852
<001>	100↔1100°C	650	1097
<111>	100↔850°C	1000	7920
<111>	100↔1050°C	1000	850
<111>	100↔1100°C	700	1399

Как видно из таблицы 1, монокристаллы с КГО <111> обладают более высоким сопротивлением термической усталости, чем монокристаллы с КГО <001> только при термоциклировании в условиях 100↔850°C и 100↔1050°C на базе 10^3 цикла.

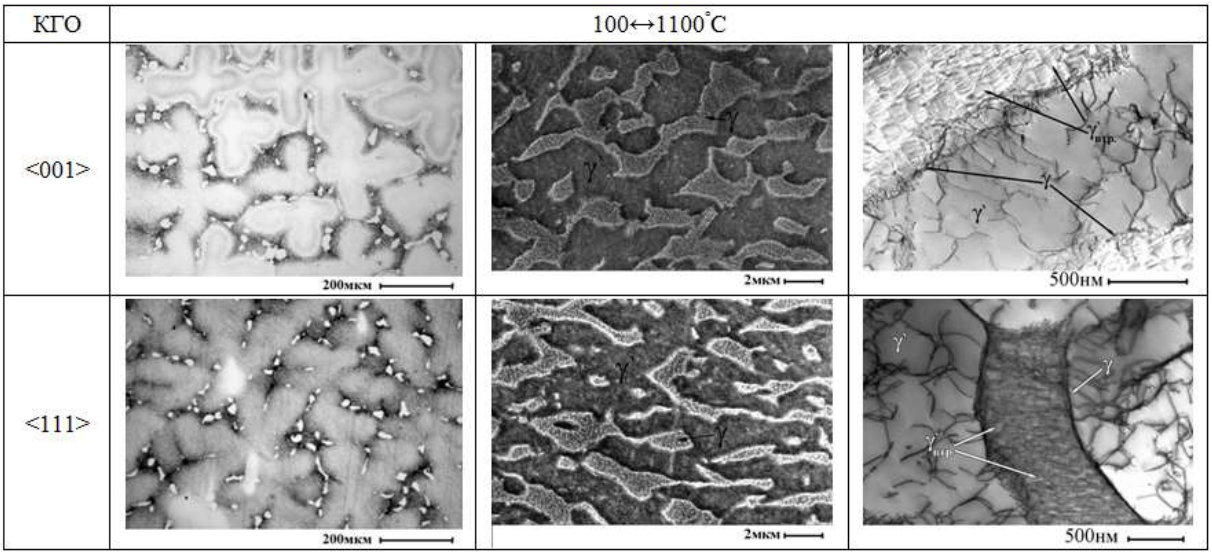
Структуры в поперечном сечении монокристаллов с КГО <001> и <111> после термоциклирования по режимам 100↔850°C при $\Delta\sigma_{терм}$ 1000 МПа и 100↔1100°C при $\Delta\sigma_{терм}$ = 700 МПа приведены в таблице 2 и таблице 3, соответственно.

Таблица 2. Характерные микроструктуры монокристаллов с КГО <001> и <111> сплава ВКНА-1В после термоциклирования по режиму 100↔850˚С

КГО	100↔850˚С		
<001>			
<111>			

Как видно из таблицы 2, после испытаний в условиях термоциклирования с максимальными температурами термоцикла 850 и 1100°C монокристаллические образцы сохраняют дендритно-ячеистое строение, свойственное литым сплавам. Оси дендритов сохраняют двухфазную структуру (γ′+γ). При этом участки γ′- фазы разделены прерывистыми прослойками γ- фазы (твердый раствор на основе никеля). Исследование показало, что после термоциклирования по режиму 100↔850˚С γ-прослойки в двухфазной (γ´+γ) области в дендритах сохраняют однофазное строение, как и в литом материале. Толщина прослоек составляет 100-150 нм. Повышение температуры термоцикла до 1050 и 1100 °C приводит к значительным изменениям тонкой структуры. Прерывистые прослойки γ- фазы изменяют морфологию: они становятся короче и шире, их толщина составляет 300-700 нм. Внутри γ-прослоек происходит распад пересыщенного твердого раствора на основе никеля и образуются вторичные выделения γ'- Ni_3Al ($\gamma'_{вт}$), которые имеют форму кубоидов. Размер кубоидов составляет до 50 и 100 нм для режимов 100↔1050˚С и 100↔1100˚С, соответственно.

Таблица 3. Характерные микроструктуры монокристаллов с КГО <001> и <111> сплава ВКНА-1В после термоциклирования по режиму 100↔1100˚С



****

ПРОБЛЕМЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Ткачёв Е.С.

Россия, ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», tkachev_e@bsu.edu.ru

ABOUT THE PREDICTING OF CREEP BEHAVIOR OF MODERN HEAT-RESISTANT STEELS DURING LONG-TERM CREEP

E.S. Tkachev

In the present study the application of Larson–Miller and Manson–Haferd methods in creep rupture property evaluation of heat-resistant steels was discussed. It was shown that at the lower stresses these methods considerably overestimate the resistance of the material to rupture. The most possible reasons of this phenomena are analyzed.

В последнее время, в связи с нехваткой времени для проведения длительных испытаний и большим количеством вариаций химических составов жаропрочных сталей, особенно актуальным становится вопрос о прогнозировании характеристик длительной ползучести на основе кратковременных испытаний на ползучесть. Существует три основных метода приближенного описания поведения материалов при длительной ползучести: экстраполяции, механического ускорения и термического ускорения. Данные методы позволяют спрогнозировать характеристики ползучести при более длительных испытаниях, однако имеют свои недостатки. Во-первых, необходимо, чтобы длительность кратковременных испытаний составляла не менее 10% от ожидаемого срока эксплуатации. Во-вторых, и это имеет принципиальное значение, при использовании таких методов невозможно предсказать вероятность разрыва при ползучести до истечения расчетного срока. Для случаев, когда необходимо спрогнозировать предел длительной прочности или предел ползучести при более длительных испытаниях, или при испытаниях при меньших температурах, принято использовать зависимости, связывающие температуру испытаний и время до разрушения или до достижения заданной степени деформации. Наиболее распространенными являются зависимости Ларсона-Миллера [1] и Мэнсона-Хаферда [2]:

$$P_{L-M} = T(C + lgt)$$

$$P_{M-H} = \frac{T - T_a}{lgt - lgt_a}$$

где T – температура; C – постоянная, обычно принимаемая равной 20; t – время в часах до разрыва или достижения деформацией ползучести некоторой заданной величины; T_a, t_a – постоянные материала.

Обе эти зависимости основываются на введении параметра P, который, для одного материала, не зависит от приложенных напряжений, и объединяет температуру и время до разрушения или заданной степени деформации. После определения параметра P по результатам нескольких испытаний, устанавливается его зависимость от приложенных напряжений. Эта зависимость позволяет определить время до разрушения или до заданной степени деформации для расчетной величины напряжений.

Основным недостатком всех методов прогнозирования ползучести материалов является то, что они не учитывают особенности эволюции микроструктуры в процессе длительной ползучести. В этом отношении, особенно выделяются высокохромистые стали мартенситного класса. Для этих сталей, существующие данные, накопленные при одной и той же температуре, в процессе испытаний на ползучесть (длительностью до 100 000 часов или 11,5 лет), говорят о том, что при переходе от кратковременных испытаний к длительным, происходит катастрофическое снижение их сопротивляемости высокотемпературной ползучести [3]. Это проявляется в виде нарушения линейной зависимости (перелома) на кривой длительной прочности (Рис. 1).

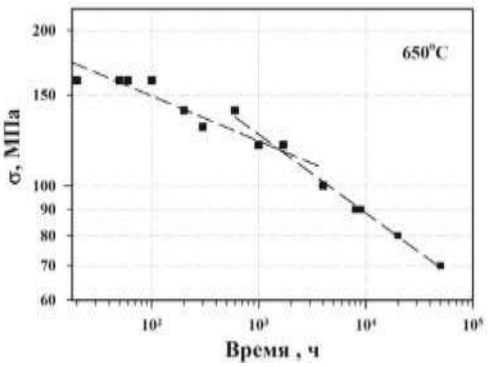


Рис. 1. Зависимость между приложенными напряжениями и временем до разрушения для стали 0.1C-9Cr-1.5W-0.5Mo-NbV [3].

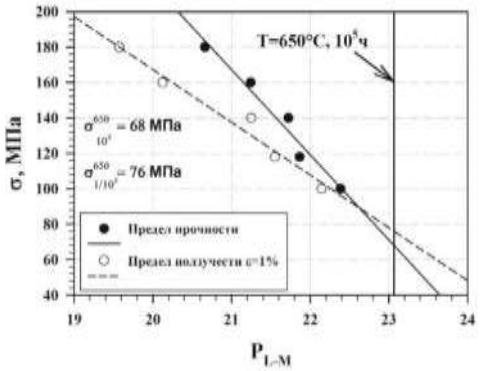


Рис. 2. Зависимости между напряжением и параметром Ларсена–Миллера для определения предела длительной прочности и предела ползучести жаропрочной стали с 9%Cr.

Такое явление также приводит к тому, что при прогнозировании предела ползучести для небольших степеней деформации на длительное время, его значение может оказаться выше прогнозируемой величины предела ползучести на это время. В качестве примера, на Рисунке 2 изображены зависимости предела длительной прочности и предела ползучести от параметра Ларсона-Миллера для жаропрочной стали с 9%Cr [4].

При экстраполяции полученных в эксперименте данных на 100 000 ч. видно, что значение предела длительной прочности $\sigma_{10^5}^{650} = 68$ МПа оказывается меньше предела ползучести $\sigma_{1/10^5}^{650} = 68$ МПа. Это говорит о том, что в данном случае ошибочно прогнозировать предел ползучести при ε=1% на длительный срок.

Считается, что основными причинами такого поведения высокохромистых сталей являются:

1) Выделение и укрупнение частиц интерметаллидной фазы Лавеса Fe2W в процессе ползучести, сопровождающееся уменьшением концентрации вольфрама в матрице [5]. Вольфрам относится к ключевым легирующим элементам, замедляющим диффузию в матрице. Уменьшение его концентрации приводит к ускоренной коагуляции частиц вторых фаз, уменьшению стабильности структуры и преждевременному разрушению.

2) Формирование Z-фазы Cr(Nb,V)N, имеющее место при длительных испытаниях, является причиной растворения менее стабильных мелких частиц карбонитридов (Nb,V)(C,N) [6]. Это приводит к уменьшению дисперсионного упрочнения и увеличению скорости ползучести.

Таким образом, эти структурные изменения должны учитываться при прогнозировании поведения стали, и, в последнее время, всё чаще предлагаются методы оценки, включающие в себя структурные параметры сталей [7,8]. Несмотря на то, что действительно надежные данные могут быть получены только при проведении реальных испытаний на ползучесть, глубокое понимание процессов приводящих к разупрочнению стали при длительной ползучести позволяет провести удовлетворительную оценку характеристик ползучести.

Список литературы:

[1] Larson F. R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses //Transactions ASME. – 1952. – Т. 74. – С. 765–771.

[2] Manson, S.S., Haferd, A.M. A Linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress rupture data, NACA TN 2890, 1953.

[3] Kimura K., Takahashi Y. Evaluation of long-term creep strength of ASME Grades 91, 92, and 122 type steels //ASME 2012 Pressure Vessels and Piping Conference. – American Society of Mechanical Engineers, 2012. – С. 309-316.

[4] Ткачев Е. С., Беляков А. Н. стабильность дислокационной структуры жаропрочной стали 10Х9К3В2МФБР в процессе ползучести при температуре 650° С //Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21. – №. 3.

[5] Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R. Creep strength breakdown and microstructure evolution in a 3% Co modified P92 steel //Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Т. 654. – С. 1-12.

[6] Danielsen H. K., Hald J. Behaviour of Z phase in 9–12% Cr steels //Energy Materials. – 2006. – Т. 1. – №. 1. – С. 49-57.

[7] Spigarelli S. Microstructure-based assessment of creep rupture strength in 9Cr steels //International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2013. – Т. 101. – С. 64-71.

[8] Nie M. et al. Microstructure evolution and life assessment of T92 steel during long-term creep //Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Т. 588. – С. 348-356.

****

ВЛИЯНИЕ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ CO-FE-CR-SI-B

Пермякова И.Е.1, Глезер А.М.[1, 2]

[1] Россия, ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", inga_perm@mail.ru
[2] Россия, НИТУ «МИСиС», a.glezer@mail.ru

INFLUENCE OF EXTREME ACTION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF AMORPHOUS ALLOYS CO-FE-CR-SI-B

I.E. Permyakova, A.M. Glezer

The changes of magnetic characteristics, corrosion resistance and mechanical properties of Co-Fe-Cr-Si-B amorphous alloy after high-pressure torsion, heat treatment and laser influence are studied. The behavior of properties of amorphous alloy was analysed in comparison to the structural transfomations happening at external actions. The optimum modes of extreme actions which provide a satisfactory combination of properties of the investigated alloy are revealed.

Аморфные сплавы (АС), полученные путем закалки из расплава, являются метастабильными системами и со временем в процессе структурной релаксации переходят к более равновесному состоянию, а в конечном итоге кристаллизуются. В настоящее время актуальной задачей металловедения является определение оптимальных условий обработки АС для получения возможности формирования аморфно-кристаллических композитов.

Объектом исследования являлся АС $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$ в виде ленты толщиной 30 мкм. Вакуумная термическая обработка АС проводилась в печи с выдержкой 10 мин при заданной температуре в диапазоне T_{an} = 300-900 K. Мегапластическая (интенсивная) деформация лент АС осуществлялась кручением под высоким давлением (КВД) P = 4 ГПа в диапазоне (1/2–4)N, где N – число полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена. Лазерное воздействие проводилось с привлечением эксимерного ультрафиолетового KrF лазера (λ = 248 нм, длительность импульса τ = 20 нс). Оценка магнитных свойств (удельной намагниченности насыщения и

коэрцитивной силы) проводилась на вибромагнетометре при комнатной температуре в полях до 20 кЭ. Микротвердость образцов определялась по стандартной методике на приборе ПМТ-3. Электрохимические испытания для изучения коррозионной стойкости проводились в нейтральном электролите Na_2SO_4. Наличие аморфной и кристаллической фаз в сплаве контролировалось проведением структурных исследований с привлечением ПЭМ и РСА.

Изучены механическое поведение и морфологические особенности формирования деформационного рельефа поверхности АС системы Co-Fe-Cr-Si-B на начальных стадиях мегапластической деформации. Выявлены закономерности распространения полос сдвига при КВД. Обнаружен эффект травления поверхности и декорирования полос сдвига. С привлечением комплекса структурных методов исследования обсуждается природа этого явления.

Изучены особенности изменения магнитных характеристик и микротвердости АС системы Co-Fe-Cr-Si-B после термической обработки и КВД. Проведен анализ поведения данных свойств АС в сопоставлении со структурными превращениями, происходящими при внешних воздействиях. Исследована коррозионная стойкость АС при переходе из аморфного в кристаллическое состояние. Выявлены оптимальные режимы отжига и КВД, обеспечивающие удовлетворительное сочетание магнитных, механических свойств и сопротивления коррозии исследованного сплава.

Проведено детальное изучение морфологических и фрактографических особенностей изменения поверхности АС на основе кобальта после лазерного воздействия. Подобраны режимы лазерной обработки, позволяющие реализовать различную степень кристаллизации исследуемых сплавов: тонкие кристаллические слои (< 1 мкм) на поверхности АС, аморфно-кристаллические композиты, полностью кристаллические сплавы. Проведена оценка величин твердости по Виккерсу в зонах селективного лазерного облучения. Проанализирована структура исследуемых сплавов в сопоставлении с изменением их механических свойств. Высказано предположение, что поверхностная лазерная обработка магнитно-мягких АС может быть использована как альтернативный метод оксидирования, способствующий формированию на поверхности материала прочной оксидной пленки, обладающей высокими значениями омического сопротивления.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402"А").

****

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Рябов В.В., Новоскольцев Н.С.

(VII международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва 7-10 ноября 2017г. ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН)

Качественная обработка почвы является одним из решающих факторов получения высокого урожая, но для этого необходим большой парк техники, имеющей более высокий ресурс по сравнению с производимой промышленностью в настоящее время. Разработанные в середине 20-ого века стали для тяжелонагруженных деталей сельхозмашин с временным сопротивлением 900-1200 МПа (30ХГСА, 40Х, 45 и др.) не удовлетворяют современным требованиям ни по качеству при изготовлении деталей из них, ни по ресурсу эксплуатации. Закупки сельхозмашин зарубежного производства (комбайны, трактора и др.), а также приобретение импортных запасных быстроизнашиваемых деталей рабочих органов из износостойких материалов существенно повышают себестоимость сельхозпродукции, что делает задачу их импортозамещения весьма актуальной.

Принципиальным решением проблемы, связанной с низким уровнем потребительских свойств тяжелонагруженных деталей, которые изготавливаются из отечественных сталей, является создание нового поколения износостойких сталей с пределом текучести 1200-1700 МПа.

Исследование поверхностей износа при интенсивной эксплуатации деталей в одинаковых условиях методами растровой электронной микроскопии показали, что износ сталей проходит по разным механизмам.

Поверхность долот, изготовленных из стали марки 30ХГСА и американского аналога имеет следы царапания с пластическим оттеснением металла абразивом и следы вдавливания в местах отделения металла. Также наблюдаются области предварительной пластической деформации.

Поверхность изношенного долото, изготовленного из стали Б1700, имеет следы вдавливания абразивных частиц и неглубоких повреждений в виде выкрашиваний поверхностного слоя за счет образования микротрещин между вдавленными абразивными частицами.

Методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии проведен структурный анализ, позволивший установить причины различной износостойкости сталей.

****

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ЧАСТИЦ В 9%CR МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Федосеева А. Э., Дудова Н. Р.

Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
fedoseeva@bsu.edu.ru

EFFECT OF CREEP DEFORMATION ON PARTICLE EVOLUTION IN A 9%CR MARTENSITIC STEEL UPON CREEP

Fedoseeva, N. Dudova

9%Cr martensitic steels are used as structural material for elements of fossil power plants. The structure of 9%Cr martensitic steel after long-term aging at 650°C for 11151 h and creep testing at 650°C under a stress of 100 MPa was investigated. Creep deformation significantly accelerates the growth of particles that provokes the transformation of tempered martensitic lath structure into subgrain one.

9%Cr мартенситные стали являются перспективным материалом для изготовления элементов котлов и паропроводов новых энергоблоков с рабочей температурой пара более 600°C.

В качестве материала исследования была выбрана сталь со следующим химическим составом: Feбаланс–0,12C–0,06Si–0,04Ni–0,2Mn–9,5Cr–3,2Co–0,45Mo–2,0W–0,2V–0,06Nb–0,005B–0,05N. Сталь была подвергнута нормализации при температуре 1050°C с последующим отпуском при температуре 750°C в течение 3 часов. Испытания на длительную прочность проводились при температуре 650°C и приложенном напряжении 100 МПа. Структурные исследования были выполнены с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM JEOL–2100 (ПЭМ) и сканирующего электронного микроскопа Quanta 600FEG (СЭМ). Идентификация частиц вторых фаз проводилась по анализу электронограмм и химического состава частиц.

После термической обработки границы исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и реек декорированы частицами карбидов $M_{23}C_6$ со средним размером d=90±10 нм. Внутри реек были обнаружены дисперсные карбонитриды Nb(C,N) (d=40±5 нм) и V(C,N) (d=20±2 нм).

Оценка влияния пластической деформации на эволюцию частиц в процессе ползучести происходила путем сравнения размеров частиц в захватной (недеформированной) части образца и в рабочей части (деформированной). В обеих частях образца происходит выделение частиц фазы Лавеса Fe_2(W,Mo) по границам исходных аустенитных зерен и реек. Обнаружено, что морфология карбидов $M_{23}C_6$ и частиц фазы Лавеса и их расположение в матрице в обеих частях образца одинаковы. Единственное отличие заключается в размерах частиц. Напротив, карбонитриды MX вследствие своей нестабильности под действием пластической деформации трансформируются в термодинамически равновесную Z-фазу (CrVN).

В недеформированной части образца размер частиц карбидов $M_{23}C_6$, карбонитридов V(C,N) и Nb(C,N) незначительно отличается от исходного размера, размер частиц фазы Лавеса достигает 150±20 нм после 11151 ч отжига. Напротив, в деформированной части образца размеры частиц карбидов $M_{23}C_6$ и частиц фазы Лавеса в несколько раз больше, чем в исходном состоянии и составляют 264±30 и 312±40 нм, соответственно. После ползучести частиц карбонитрида V(C,N) обнаружено не было, они полностью трансформировались в частицы Z-фазы со средним размером 270±30 нм. При напряжении 120 МПа (~5000 ч) было зафиксировано начало трансформации частиц V(C,N) в Z-фазу. Химический состав частиц Z-фазы: (Fe+Cr)=50 вес.%, (V+Nb)= 50 вес.%.

Пластическая деформация приводит к значительному укрупнению частиц вторых фаз, что, по-видимому, связано с накоплением дислокаций у частиц и границ мартенситных реек и увеличением скорости диффузии элементов по механизму трубочной диффузии. Укрупнение частиц вторых фаз на границах зерен/субзерен/реек приводит к снижению тормозящих сил от этих частиц, вследствие чего границы легко отрываются от них. Это вызывает снижение сопротивления ползучести, и, следовательно, преждевременное разрушение при испытании на ползучесть.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 17-73-10380).

****

МИКРОСКОПИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ АНТИФРИКЦИОННЫХ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

О. О. Щербакова*, Т. И. Муравьева*, Д. Л. Загорский *,**

** Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, 119526 Москва, пр. Вернадского, 101, к. 1*
***ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, 119333, Россия, Москва, Ленинский проспект, д. 59*
e-mail: shcherbakovaoo@mail.ru

MICROSCOPY INVESTIGATIONS OF FE-CONTAINED ALUMINIUM ALLOYS AFTER THE TRIBOLOGICAL TESTS

O.O. Shcherbakova, T.I. Muravyeva, D.L. Zagorskiy

The perspective iron-contained aluminium alloys were investigated after tribological tests (“shoe-roller”) carried out at different pressures with and without lubricant. It was shown that lubricant provides the stable work of friction unit. The mass-transfer is rather homogeneous and the film of secondary structures formed during this process protects the surface. Friction process without lubricant is followed by intensive mass-transfer, which forms macrorelief and then leads to score.

Изучение процессов трения очень важно для конструирования подшипниковых узлов. Так, представляет интерес изменение поверхности в процессе трения и происходящее при этом разрушение трущихся поверхностей. Данному вопросу посвящено множество исследований. Так, например, было показано, что деформация подшипниковых материалов приводит к изменению топографии поверхности и выделению т.н. мягких фаз, служащих своеобразной смазкой [1]. Показано также, что разрушение – это многоэтапный процесс, одним из звеньев которого является задир. Однако, в разных материалах при различных условиях процессы деформации и разрушения могут заметно отличаться.

Объектом изучения в данной работе являются перспективные железосодержащие алюминиевые сплавы. Интерес к этим материалам обусловлен потенциальной возможностью изготовления сплавов из более дешевых материалов и отходов собственного производства, что снизит стоимость получаемой продукции. Отметим, что эти сплавы разработаны недавно и систематического изучения их поведения при триботехнических испытаниях не проводилось. Целью настоящей работы было изучение изменения поверхности при двух режимах работы - как в смазке (дизельная смазка 5W40), так и без неё. Работа в смазке является стандартным режимом эксплуатации этих материалов в узлах трения. Работа без смазки изучалась как возможный экстремальный режим эксплуатации (известно, что данные материалы по своим параметрам относятся к т.н «самосмазывающимся».) Другой причиной применения этого режима была необходимость сокращения длительности испытаний.

Моделирование условий эксплуатации узла трения в настоящей работе проводилось на трибометре Т-05 по схеме «колодка-ролик» с пошаговым изменением давления. Основным методом исследования поверхности была сканирующая электронная микроскопия: применялся СЭМ FEI QUANTA 650 (режим вторичных электронов) с приставкой для элементного анализа EDAX.

Триботехнические испытания со смазкой. СЭМ-изображения поверхности контактной пары (испытанной при давлении 20 МПа) представлены на Рис.1.



Рис.1.СЭМ- изображение поверхности контактной пары после испытаний в смазке (давление 20 МПа):

а – колодка, б – ролик

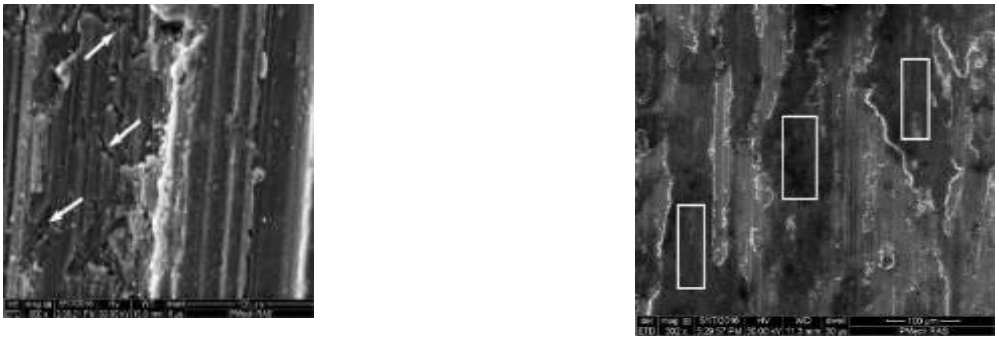


Рисунок 2. СЭМ – изображение контактной пары после испытаний без смазки (давление 2,0 МПа): а – колодка, б – ролик

Исследования показали, что на поверхности контактной пары, испытанной в смазке, произошли существенные изменения. На поверхности колодки видно множество частиц округлой формы (указаны стрелками на рис.1а). Возможно, их форма связана с «обкатыванием» в процессе трения в жидкой масляной среде. Рентгеноспектральный анализ показал, что эти твердые частицы состоят (в основном) из кремния, а также из химического соединения Al_2Cu (которое в сплаве является упрочнителем). На поверхности ролика обнаружена пленка вторичных структур (ВС) , образование которой обусловлено процессом массопереноса химических элементов в зоне контакта. Видно, что при испытаниях в смазке она распределена по поверхности равномерным слоем (указаны участки на рис.1б).

После проведения триботехнических испытаний без смазки была изучена зона контакта. Выявлено, что при испытаниях без смазки уже при небольших давлениях происходят сильные изменения поверхности. На рисунке 2, в качестве примера, представлены СЭМ-изображения поверхностей контактной пары (колодки из модельного сплава и стального ролика) после испытаний при давлении 2,0 МПа.

Анализ полученных результатов показал, что на колодке в процессе трения образуются каверны и продольные полосы, что говорит о деформации и частичном разрушении поверхности. Образуются светлые мелкие частицы оксидов округлой формы; на поверхности колодки образуются трещины (указаны стрелками на рис.2а). Показано, что на поверхности стального ролика появились участки, химический состав которых соответствует материалу колодки (указаны участки на рис.2б), что, как и в случае испытаний со смазкой, обусловлено процессом массопереноса. Увеличение давления приводит к развитию рельефа и неравномерному утолщению плёнки ВС

На основании проведенных исследований можно сделать следующие **выводы**:

При триботехнических испытаниях без смазки температура в зоне контакта была значительно выше, что приводило даже к оплавлению алюминиевой колодки при повышении давления. Это, в свою очередь, способствовало неравномерному распределению пленки ВС и развитию макрорельефа на поверхности ролика, приводящего к задиру.

Наличие смазочной среды в контактной зоне обеспечивает более стабильную работу узла трения. Испытания в смазке (даже при давлениях на порядок больших, чем при работе без нее) не

привели к задиру. Это, очевидно, связано с тем, что температура в зоне контакта повышается незначительно, колодка не оплавляется и массоперенос на ролик происходит более равномерно (не развивается макрорельеф). Образующаяся при этом пленка ВС защищает поверхность ролика от повреждений.

Полученные результаты показывают возможность применения нового типа алюминиевых сплавов.

Благодарности. Работа проводилась при поддержке гранта РНФ 14-19-01033. Авторы благодарны Б.Я.Сачеку и А.М.Мезрину за проведение триботехнических экспериментов.

Литература. Курбаткин И. И., Буше Н. А., Маховская Ю. Ю. Влияние состава антифрикционных алюминиевых сплавов на образование плёнки вторичных структур // Сб. трудов междунар. науч.-техн. конф. “Актуальные проблемы трибологии”, т. 3 — М.: Машиностроение. — 2007

****

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕР ДЕНДРИТНОЙ ЛИКВАЦИИ И ЖАРОПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ NI_3AL, ЛЕГИРОВАННЫХ CR, MO, W, TI, CO И RE.

Дроздов А.А. Поварова К.Б., Морозов А.Е., Антонова А.В., Булахтина М.А.

Россия, г. Москва, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, e-mail: aadrozdov76@mail.ru

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE DENDRITIC SEGREGATION AND HIGH-TEMPERATURE STRENGTH OF THE SINGLE CRYSTALS OF NI_3AL BASED INTERMETALLIC ALLOYS WITH CR, MO, W, TI, CO, AND RE

Drozdov A.A., Povarova K.B., Morozov A.E., Antonova A.V., Bulakhtina M.A.

The effect of heat treatment and long-term high-temperature static tensile tests on the dendritic segregation parameters and high-temperature strength characteristics of the γ’-N_3Al intermetallic based (γ’ + γ) single crystals has been studied.

В настоящее время детали горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических установок изготавливаются из жаропрочных никелевых суперсплавов, которые, для обеспечения необходимого уровня жаропрочности, предельно легируют тугоплавкими металлами (W, Ta, Re и Ru) и подвергают длительной, многоступенчатой термической обработке (ТО) для формирования в сплавах оптимальной (γ+γ′) структуры. В процессе этой ТО в сплавах устраняется дендритная ликвация легирующих элементов и формируются однородные по химическому составу и размеру частицы упрочняющей γ′-фазы. Предпринимаются попытки замены, при изготовлении некоторых деталей ГТД, суперсплавов на интерметаллидные сплавы, в частности на сплавы на основе γ′-Ni_3Al (типа ІС или ВКНА(ВИН)). Сплавы на основе Ni_3Al являются более легкими, чем жаропрочные никелевые сплавы благодаря более высокому содержанию алюминия и более низкому (в 1,5-2,3 раза) содержанию тяжелых тугоплавких металлов. Для увеличения ресурса ответственных деталей ГТД, в частности рабочих лопаток, их получают направленной кристаллизацией (НК) расплава, при которой формируется направленная либо монокристаллическая структура. Сплавы типа ВКНА(ВИН) в монокристаллическом состоянии предназначены для работы при температурах до 1100-1150ºС длительно и до 1200-1250ºС кратковременно, превышающих рабочие температуры никелевых суперсплавов. Эти сплавы имеют такой же фазовый состав (γ′+γ) как у никелевых суперсплавов, но сохраняют свою гетерофазную структуру вплоть до температуры плавления. Эта особенность обуславливает их высокую термическую стабильность, и как следствие, жаропрочность. Одним из важных факторов, определяющих структуру и свойства монокристаллов как литейных никелевых, так и интерметаллидных сплавов, не подвергающихся деформации, является дендритная ликвация. Целью настоящей работы является оценить влияние ТО на дендритную ликвацию и установить взаимосвязь между степенью дендритной ликвации и характеристиками жаропрочности монокристаллов сплавов типа ВКНА(ВИН).

Монокристаллы сплавов типа ВКНА (ВИН) с кристаллографической ориентацией (КГО) [111] получали методом направленной кристаллизации с температурным градиентом кристаллизации G = 150°С/см. Скорость кристаллизации образцов составляла R = 10 мм/мин, отклонение от заданного направления КГО ≤ 10°, разориентация между блоками структуры ≤ 2°. Химический состав сплавов типа ВКНА (ВИН), исследованных в работе, приведен в таблице 1.

Таблица 1. Содержание основных легирующих элементов в образцах (мас. %).

Сплав	Ni	Al	Ti	Cr	Co	Mo	W	Re	Ta
ВКНА-1В	Осн.	8,6	1,6	5,7	-	3,1	3,5	-	-
ВКНА-25 (ВИН1)	Осн.	8.37	0.52	5,7	4,5	5,14	3.0	1.6	-
ВИН2	Осн.	8,54	0,50	5.5	4,50	3,81	3,14	2,0	0,5

Термическую обработку сплавов в интервале 1000-1320°С проводили в вакууме не хуже 10^{-4} мм. рт. ст., охлаждение с печью. Жаропрочность сплавов оценивали по времени до разрушения (долговечность) пятикратных цилиндрических образцов под действием постоянного напряжения при постоянной температуре. Микроструктуры сплавов исследовали методами световой оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Микрорентгеноспектральный анализ проводили в режиме РЭМ и в режиме просвечивающей растровой электронной микроскопии с регистрацией высокоугловых рассеянных электронов.

Как было показано в работах [1, 2], существует различие в распределении ЛЭ в осях дендритов и междендритных пространствах в монокристаллах сплавов на основе Ni_3Al типа ВКНА после кристаллизации. Для количественной оценки степени ликвационной неоднородности по дендритной ячейке в работе использовали соотношения $\boldsymbol{k_л = c_{од} / c_{мд}}$, где $\boldsymbol{c_{од}}$ – состав в ядре оси дендрита первого порядка, $\boldsymbol{c_{мд}}$ – состав сплава в междендритном пространстве. Проведенный анализ показал, что кратковременная (1-4 ч) низкотемпературная ТО при $T<T_{solvus}$ (ТО1) слабо влияет на параметры дендритной ликвации, но обеспечивает снятие литейных напряжений, что позволяет повысить долговечность монокристаллов в ~2 раза. Увеличение продолжительности ТО на два порядка практически не оказывает влияние на параметры дендритной ликвации по сравнению с кратковременной ТО. Устранение дендритной ликвации в сплавах возможно за счет приближения температуры ТО до значений близких к температуре ликвидуса сплавов при сохранении небольших (2-10 ч) времен выдержки. Однако, даже при таких температурах ликвация Re полностью не устраняется ($\boldsymbol{k_л}$=1,3). Это связано с характером распределения рения в дендритной ячейке при кристаллизации, отсутствием растворимости в первичных выделениях γ′-Ni_3Al в междендритном пространстве и формированием при кристаллизации в осях дендритов частиц Р и δ фаз на базе системы Ni-Mo-Re, которые связывают рений и стабильны при высоких температурах. Т.е. в ренийсодержащих сплавах наблюдается устойчивая дендритная микроликвация рения, которая является одним из факторов, определяющих высокие характеристики жаропрочности (γ′+γ) сплавов на основе γ′-Ni_3Al. Более полное устранение дендритной ликвации при увеличении температуры отжига позволило увеличить долговечность еще на 35-50 % (рис. 1.) по сравнению с состоянием после кратковременного низкотемпературного отжига для снятия напряжений.

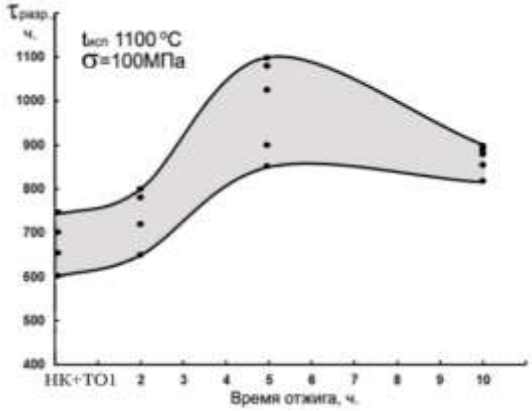


Рис.1. Влияние продолжительности отжига при 1290±5°С на долговечность сплава ВИН2 при 1100°С и σ=100 МПа.

Литература:

1. *Поварова К.Б.* Влияние направленной кристаллизации на структуру и свойства монокристаллов сплава на основе Ni_3Al, легированного Cr, Mo, W, Ti, Co, Re и РЗМ / К.Б. Поварова, Ю.А. Бондаренко, А.А. Дроздов, О.А. Базылева, А.В. Антонова, А.Е. Морозов, Э.Г.Аргинбаева // Металлы. 2015. № 1. С. 50-58.

2. *Дроздов А.А.* Дендритная ликвация в монокристаллах интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al, легированных Cr, Mo, W, Ti, Co, Re / А.А. Дроздов, К.Б. Поварова, А.Е. Морозов, А.В. Антонова, М.А. Булахтина // Металлы, 2015, № 6, С. 48-55.

****

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ И ПРОДУКТОВ ИЗНОСА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БАББИТА Б83

Калашников И.Е.[1], Кобелева Л.И.[1], Болотова Л.К.[1], Быков П.А.1, Колмаков А.Г.[1], Подымова Н.Б.[2]

[1]Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, e-mail: kalash2605@mail.ru

[2]Россия, МГУ имени М.В.Ломоносова, физический факультет, e-mail: npodymova@mail.ru

PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES AND EXAMINATION OF FRICTIONAL SURFACES AND WEAR DEBRIS OF THE COMPOSITE MATERIALS BASED ON BABBIT B83 ALLOY

Kalashnikov I.E., Kobeleva L.I., Bolotova L.K., Bykov P.A., Kolmakov A.G., Podymova N.B.

The results of the examination of the wear debris by tribological tests of particle-reinforced composite materials based on babbit B83 alloy manufactured by the powder metallurgy technique - the hot pressing - are presented. The local elastic moduli of these composites were measured by the laser optoacoustic method.

Известно, что среди антифрикционных сплавов наилучшим комплексом трибологических свойств обладают оловянные баббиты, в частности, Б83. Недостатками оловянных баббитов является их невысокие износостойкость и усталостная прочность вследствие остроугольной формы крупных интерметаллидов SnSb, вершины и грани которых являются концентраторами напряжений, а также неоднородность структуры, которая связана с ликвационными процессами, происходящими при кристаллизации и охлаждении этого сплава. Улучшение свойств баббитов может быть достигнуто модифицированием сплавов микронными керамическими и наноразмерными частицами, т.е. созданием на их основе дисперсно упрочненных композиционных материалов (КМ). Армирование матричного сплава керамическими частицами может увеличить нагрузочную способность и износостойкость КМ, а введение наноразмерных углеродсодержащих частиц, в частности, гиперфуллереновых структур, полученных при модифицирующей обработке шунгитовых пород, привести к диспергированию структуры и к повышению их износостойкости вследствие формирования в зоне трения мелкодисперсной смеси из продуктов износа КМ и контртела [1].

В работе исследовали физико-механические свойства и зависимость интенсивности изнашивания и структурно-фазовых изменений поверхностей трения и продуктов износа от состава КМ на основе баббита Б83, изготовленных методом горячего прессования, после трибологических испытаний в условиях сухого трения скольжения.

Для изготовления КМ методом горячего прессования (ГП) в качестве матричного материала применяли порошок баббита Б83 (ГОСТ 1320-74), в качестве наполнителей - керамические частицы карбида кремния в количестве 3 масс.% со средним размером 40 мкм (ГОСТ 26327-84) и 0,5 масс.% модифицированной шунгитовой породы (МШП), а также смесь этих наполнителей. Модифицирующая обработка шунгитовой породы проведена в лаборатории шунгитов Института геологии Карельского НЦ РАН д.г-м.н. Ковалевским В.В. Исследовали образцы из порошка Б83 и КМ с наполнителями после ГП, а также образец литого промышленного сплава Б83.

Исследование структуры образцов КМ с помощью оптического микроскопа Лейка DM ILM показало уменьшение практически в 1,2 раза размеров интерметаллидной фазы SnSb после ГП порошка баббита Б83. Армирование МШП и SiC существенно не повлияло на размер интерметаллидных фаз. Наблюдалось изменение формы интерметаллидных включений - их

поверхность приобрела более округлую форму, что, по-видимому, связано с интенсивным механическим воздействием при перемешивании исходных порошков в планетарной мельнице и дальнейшей кристаллизацией образцов под давлением.

Измерение модулей Юнга, сдвига и коэффициента Пуассона для образцов КМ проводили лазерным оптико-акустическим методом, основанным на лазерном термооптическом механизме возбуждения ультразвука и измерении фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн в образцах. Его основным преимуществом перед традиционными ультразвуковыми методами является эффективное возбуждение мощных наносекундных зондирующих импульсов, необходимых для прецизионной диагностики сильно рассеивающих ультразвук неоднородных КМ. Также данный метод не требователен к форме и размерам исследуемых образцов. Расчет указанных упругих параметров образцов КМ проводили по измеренным значениям фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн в образцах с использованием известных связей между упругими постоянными и скоростями этих волн для изотропного твердого тела.

Трибологические испытания образцов КМ проводили в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме осевого нагружения: вращающаяся втулка (контртело) из стали 45 (HRC>63) против неподвижной шайбы (КМ). Испытания каждого образца проводили в течение 1 часа при нагрузке 100 Н. Установлено, что коэффициент трения снижается при испытании образцов полученных методом ГП, причем имеет наименьшее значение при испытании образцов, армированных МШП и значительно повышается в присутствии твёрдых частиц SiC. Полиармированные образцы (МШП+SiC) имеют оптимальное сочетание свойств по износостойкости и коэффициентам трения в исследуемом интервале трибонагружения. Таким образом, можно отметить, что два фактора влияют на износостойкость и коэффициент трения полиармированных образцов: высокопрочные керамические частицы SiC выполняют на контактной поверхности роль поддерживающих элементов; ультрадисперсные продукты модифицирования природных углеродсодержащих пород (шунгита) выполняют роль сухой смазки в зоне контакта.

Анализ результатов измерения упругих модулей показал, что в пределах погрешностей измерений упругие параметры литого баббита Б83 и изготовленного методом ГП практически совпадают. Увеличение значений модуля Юнга и модуля сдвига, а также уменьшение коэффициента Пуассона наблюдается для образца КМ армированного только частицами SiC. У образца полиармированного частицами SiC и МШП коэффициент Пуассона уменьшается по сравнению с литым баббитом Б83, однако значения модулей Юнга и сдвига равны соответствующим значениям литого сплава. Таким образом, применение методов порошковой металлургии позволило получить композиционные материалы с физико-механическими параметрами, соответствующими таковым для литого сплава Б83, но превосходящие литой материал по триботехническим характеристикам [2].

Исследование поверхностей трения показало, что значительная пластическая деформация поверхностных слоев в процессе трения привела к образованию на поверхности образцов в направлении скольжения бороздчатого рельефа, характерного для абразивного типа изнашивания.

Наиболее выраженные борозды пластического деформирования образовались на поверхности трения при испытании литого образца. Гладкая поверхность трения с наименее выраженными полосами пластического деформирования и участками поверхности относительного проскальзывания большей площади характерна для образца Б83+0,5 масс.% МШП. Углерод, входящий в состав шунгита, выступает в роли сухой смазки, обеспечивая создание защитного слоя и сохраняя целостность поверхностных слоев. Значения износа для этого образца ниже, чем литого. Введение в баббитовую матрицу только армирующих частиц SiC не привело к существенному улучшению износостойкости материала. Интенсивность изнашивания такого образца практически осталась на уровне литого материала. Минимальный износ имеет полиармированный образец, в котором большое количество фаз в матрице обеспечивает не только снижение нагрузки на каждую армирующую частицу в отдельности, но и уменьшение доли матрицы в поверхности трения.

В продуктах изнашивания литого образца помимо порошкообразных частиц обнаружены чешуйки размером 100-150 мкм. Образование чешуек является показателем усталостного износа из-за недостаточного сопротивления разрушению матрицы. В дебрисе образцов после ГП частиц ленточной формы не выявлено, он представляет собой дискретные частицы, имеющие черты хрупкого и вязкого разрушения баббита.

Таким образом, альтернативной заменой литому сплаву Б83 может быть рекомендован КМ состава Б83+0,5 масс.% МШП+3 масс.% SiC. При соизмеримости значений коэффициентов трения с

литым баббитом материал данного состава характеризуется большей износостойкостью. Поверхность трения характеризуется наличием участков проскальзывания, борозды трения менее выражены по отношению к литому сплаву Б83.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-02865-а.

Литература:

1. Калашников И.Е., Болотова Л.К., Быков П.А., Кобелева Л.И., Катин И.В., Михеев Р.С., Коберник Н.В. Трибологические свойства композиционных материалов на основе баббита Б83, полученных методом порошковой металлургии. Металлы. 2016. №4. С. 101-1-7.

2. Калашников И.Е., Подымова Н.Б., Карабутов А.А., Болотова Л.К., Кобелева Л.И., Колмаков А.Г. Локальные упругие модули дисперсно-наполненных композиционных материалов на основе баббита Б83, изготовленных методами порошковой металлургии. Неорганические материалы. 2016. Т. 52. № 4. С. 473–478.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ВВОДА НАНОРАЗМЕРНЫХ ТУГОПЛАВКИХ ЧАСТИЦ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА ШВА

Линник А.А, Панкратов А.С., Коберник Н.В

Россия, ФГАУ «НУЦСК при МГТУ им. Н.Э. Баумана», koberniknv@bmstu.ru

INVESTIGATION OF INPUT CONDITIONS REFRACTORY NANOSIZED PARTICIPLES INFLUENCE ON WELD METAL IMPACT VISCOSITY

A.A. Linnik, A.S. Pankratov, N.V. Kobernik

Russia, "Welding and Testing" of MSTU n.a. Bauman"

Abstract: The paper presents an approach to the modification of the weld metal in submerged arc welding using cored wire containing nano-sized refractory particles. Investigations of the effect of schemes for introducing nano-sized particles on the values of the toughness of weld metal were completed. Nano-sized participles introduced into the cored wire, which using like filling electrode wire. Efficiency of modification using is shown when they are introduced into low-temperature welding pool area.

Аннотация: В работе показана возможность модифицирования металла шва при сварке под флюсом с применением порошковых проволок, содержащих наноразмерные тугоплавкие частицы. Были выполнены исследования влияния схем введения наноразмерных частиц на значения ударной вязкости металла шва. Наноразмерные частицы вводили в составе порошковой проволоки, которую применяли в качестве присадочной или электродной проволоки. Показана эффективность применения модификаторов при их введении в низкотемпературную область сварочной ванны.

Одним из требований, предъявляемых к механическим характеристикам сварного шва, является ударная вязкость, особенно при отрицательных температурах испытаний. Для повышения значений этого показателя применяют различные приемы (технологические и металлургические). Одним из способов металлургического воздействия на металл шва является его модифицирование. Современные технологии производства тугоплавких частиц позволяет реализовать процесс введения наноразмерных модификаторов в расплав сварочной ванны, которые будут выступать в качестве центров кристаллизации в расплаве сварочной ванны, тем самым измельчая зерно металла шва [1, 2, 3]. Модификатор при этом должен обладать температурой плавления выше температуры плавления стали. При этом согласно литературным данным оптимальный размер модифицирующих частиц должен быть больше размера критического зародыша кристаллизации (10 нм для низкоуглеродистой стали) и меньше 500 мн.

Для реализации модифицирования металла шва тугоплавкими частицами, предложен способ введения наноразмерных частиц таких соединений, как карбид вольфрама (WC), нитрид титана (TiN) и оксид алюминия (Al_2O_3) при автоматической сварке под флюсом низкоуглеродистой стали через порошковые проволоки. Так были разработаны и изготовлены специальные порошковые проволоки диаметром 2,0 мм в состав шихты которых были введены композиционные гранулы (Ni + наноразмерные частицы). Композиционные гранулы были предоставлены лабораторией 16 ИМЕТ РАН им А.А. Байкова.

Изготовленные порошковые проволоки использовали в качестве присадочной и электродной проволоки. В первом случае порошковая проволока вводилась в хвостовую часть сварочной ванны в виде дополнительной горячей присадки. Таким образом, обеспечивался ввод тугоплавких наноразмерных модификаторов в наиболее низкотемпературную область сварочной ванны с минимальным их нагревом. Проволока нагревалась за счет проходящего через нее электрического тока без возбуждения дуги на ее торце. Во втором случае сварку проводили по схеме двухдуговой сварки под флюсом, где разработанная порошковая проволока используется как вторая электродная, на торце которой горит дуга. В этом случае наноразмерные частицы претерпевают наибольший нагрев, проходя через дуговой промежуток.

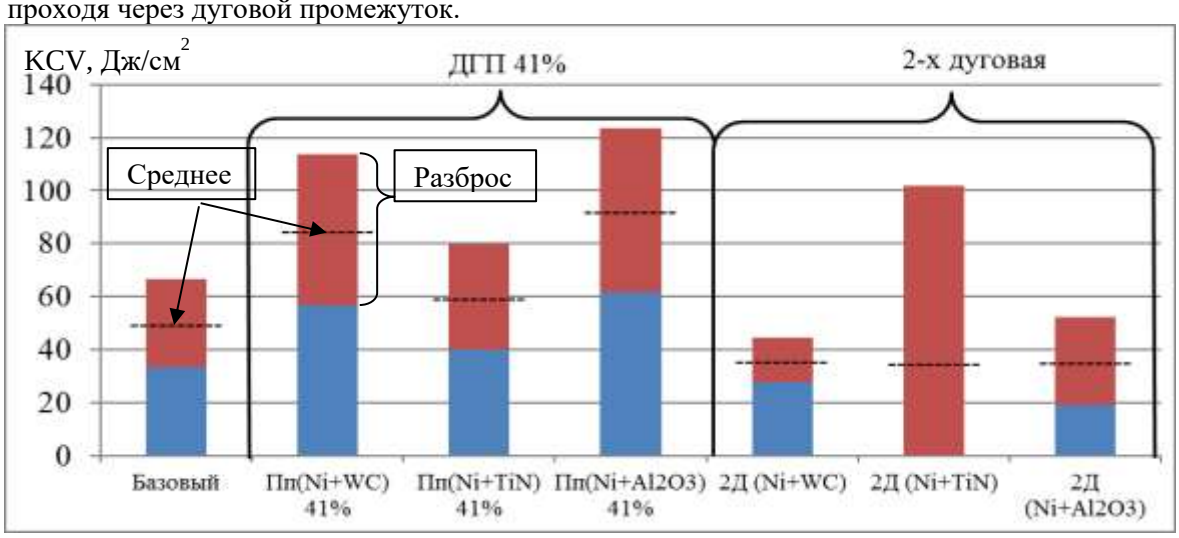


Рис. 1.

В обоих случаях параметры режима основной дуги были идентичными: ток 650-750А (обратная полярность), напряжении 32-34В, и скорости 45 м/ч, при этом скорость подачи порошковой проволоки составляла 11 м/мин. Тип сварного соединения: С-8 по ГОСТ 8713. Свариваемые пластины выполнены из Ст3-сп по ГОСТ 380. С целью определения влияния наноразмерных частиц на характеристики металла шва были выполнены сварные швы на тех же режимах, но без применения порошковой проволоки.

После выполнения сварных швов были проведены испытания на ударную вязкость металла шва (типа образца Х по ГОСТ 6996) при температуре «минус» 20°. После испытаний результаты были обработаны статистическими методами анализа с определением среднего значения разброса и доверительного интервала с 95% вероятностью, который составляет ±2СКО (среднее квадратическое отклонение) (Рис. 1).

Сравнение ударной вязкости металла шва при сварке без дополнительной присадки (базовый), с дополнительной присадкой способом ДГП (Пп) и с дополнительной присадкой способом двухдуговой сварки (2Д). (значение разброса составляет ±2СКО)

Применение порошковой проволоки, в состав которой введены наноразмерные частицы, в качестве присадочной проволоки позволяет повысить значение ударной вязкости металла шва. При этом максимальный эффект наблюдается при использовании наноразмерных частиц карбида вольфрама. Применение порошковой проволоки, в состав которой введены наноразмерные частицы, в качестве электродной проволоки приводит к снижению значений ударной вязкости металла шва, что связано с деградацией наноразмерных частиц и легированием металла шва продуктами диссоциации.

Работа выполнена при финансовой поддержке прикладных научных исследований Министерством образования и науки Российской Федерации (Соглашение № 14.578.21.0216 о предоставлении субсидии от 28.09.2016 г., уникальный идентификатор ПНИЭР RFMEFI57816X0216)

Список использованной литературы

1. Феноменологическая модель формирования центров кристаллизации в металлическом расплаве пр исварке под флиянием ультрадисперсных тугоплавких компонентов/ Г.Н. Соколов [и др.]// Вопросы материаловедения. 2015. № 4(84). С. 159–168.

2. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама/ Г.Н. Соколов [и др.]// Физика и химия обработки материалов. 2009. № 6. С. 41–47.

3. Линник, А.А. Влияние наноразмерных порошков карбида вольфрама на структуру и свойства металла шва/ А.А. Линник, А.С. Панкратов, Н.В. Коберник// Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2013. № 6. С. 66–71.

****

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫДЕЛЕНИЯ УПОРЯДОЧЕННОЙ ФАЗЫ TI_3AL

Луговая К.И., Жилякова М.А., Петров Р.И., Слукина А.О.
Россия, Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, k.i.lugovaya@urfu.ru

STUDY OF THE PROCESSES OF THE PRECEPITATION OF THE ORDERED PHASE TI_3AL

Lugovaya K.I., Zhilyakova M.A., Petrov R.I., Slukina A.O.

The processes of Ti_3Al (α_2-phase) precipitation in alloys of the Ti - Al system are studied as a function of the aging conditions. It is shown that an ordered α_2-phase forms in the alloys in the form of fine particles by the mechanism of nucleation and growth, and the size of these precipitations increase with the increasing time of aging.

В последние годы интерес к исследованиям титановых сплавов на основе алюминия заметно увеличился. Об этом свидетельствует большое количество публикаций на тему влияния различных добавок и примесей на структурное состояние и механические свойства. Анализ литературы показал, что выделение в сплавах упорядоченной α_2 - фазы сопровождается упрочнением сплава, а также существенной потерей пластичности. При этом недостаточно изучены механизмы выделения Ti_3Al, в зависимости от которых могут существенно меняться свойства материала.

Материалом исследования служил сплав Ti-17Al в литом состоянии. Химический состав данного сплава находится в области ($\alpha + \alpha_2$) диаграммы состояния (рисунок 1).

Согласно данным работы [2] при низкотемпературной обработке титановых сплавов в отдельных объемах наблюдается упорядочение по гомогенному механизму. Как показали ранние исследования в модельных сплавах Ti-17Al и Ti-26Al наблюдали два механизма образования сверхструктуры Ti_3Al при их старении в интервале температур от 500 до 700 °С. В сплаве нестехиометрического состава Ti-17Al выделяется упорядоченная мелкозернистая фаза порядка 5 – 10 нм, в свою очередь в сплаве близком к стехиометрическому составу α_2 – фазы Ti-26Al формируется доменная структура с антифазными границами (АФГ) [3].

Дальнейшее исследование проводилось на образцах сплава Ti-17Al закаленных в воде после высокотемпературной обработки при 1200 °С в течении 1 часа.

В структуре образца после нагрева на 1200 ºС с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воде наблюдали мартенситную структуру (рисунок 2, а), что подтверждается уширением линии на дифрактограмме. В свою очередь образец после аналогичной высокотемпературной обработки и последующего охлаждения на воздухе обладает пластинчатой структурой.

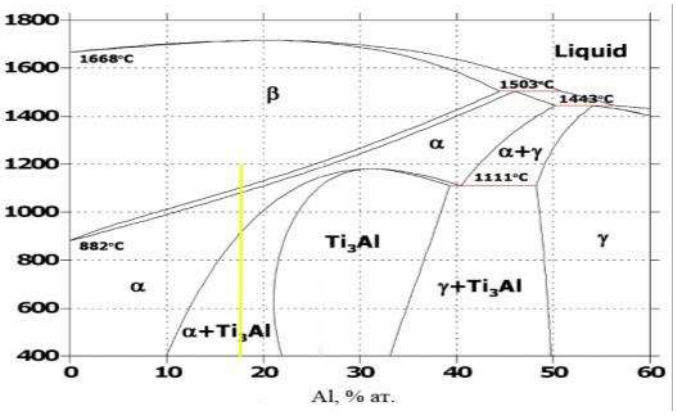
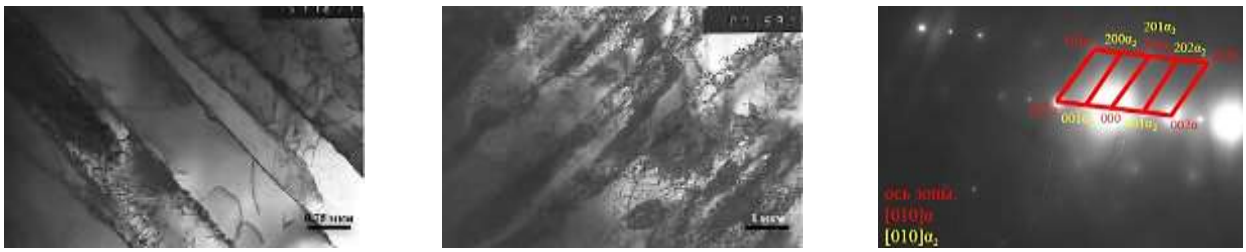


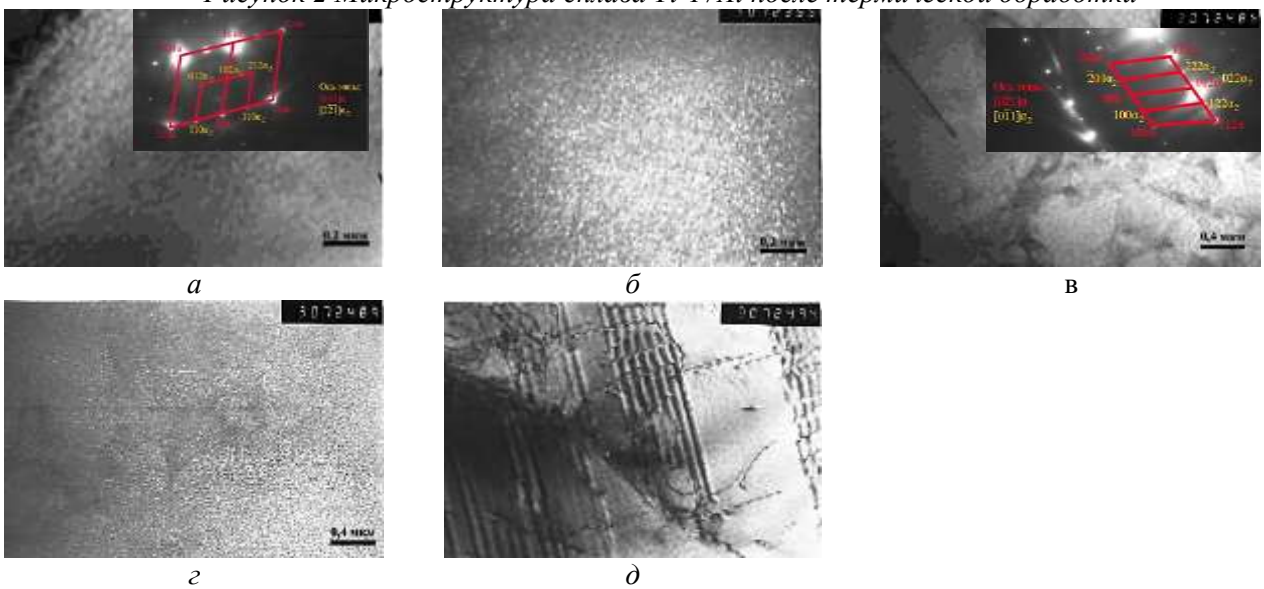
Рисунок 1 Диаграмма Ti-Al с нанесенными составами сплавов [1]



а б в

а – обработка при 1200 ºС и выдержкой 1 час с последующей закалкой в воде; б – обработка при 1200 ºС с выдержкой 1 час и последующим старением при температуре 500 ºС в течение 10 часов; в – электронограмма с «б» и схема ее расшифровки

Рисунок 2 Микроструктура сплава Ti-17Al после термической обработки



а *б* в

г *д*

а, в, д – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение с «а» в свете рефлекса (110) α_2-фазы; в – темнопольное изображение с «в» в свете рефлекса (100) α_2-фазы

Рисунок 3 Микроструктура сплава Ti-17Al после высокотемпературной обработки при 1200 ºС с выдержкой 1 час и последующим старением при температуре 500 ºС с разным временем выдержки

В результате старения при температуре 500 ºС в течение 10 часов было обнаружено, что увеличивается количество дислокационных скоплений, по сравнению с закаленным образцом, а также установлено возможное наличие дисперсных частиц α_2-фазы (рисунок 2, б), т.к. на электронограмме присутствуют четкие рефлексы α_2-фазы, но зафиксировать данные частицы не удалось.

При увеличении времени выдержки до 50 часов при температуре 500 ºС на микрофотографиях было обнаружено выделение дисперсных частиц α_2-фазы (рисунок 3, б). В свою очередь, увеличение времени выдержки до 100 часов при температуре 500 ºС приводит к большему выделению дисперсных частиц α_2-фазы (рисунок 3, г), а также на снимках микроструктуры образца видны дефекты упаковки (рисунок 3, д).

В результате анализа микроструктур сплавов установлено, что в процессе старения после закалки в воду выделяются дисперсные частицы α_2-фазы, а с увеличением времени выдержки при старении размер данных частиц увеличивается от 10…20 нм с временем выдержки 50 часов до 20…30 нм при выдержке 100 часов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1.enkatesh, B.D., Chen, D.L., Bhole, S.D., 2009. Effect of heat treatment on mechanical properties of Ti–6Al–4V ELI alloy. // Materials Science and Engi-neering: A, Vol. 506. P. 117–124.

2.Попова М.А., Попов А.А., Россина Н.Г.// Прочность неоднородных структур «ПРОСТ-2010»: сб. V Евразийской научно-практической конференции Москва, МИСиС, М.:, 2010, с.7.
Попова М.А., Россина Н.Г., Петрова К.И. // МиТОМ 2015. № 8(722). С 22-25.

****

СОЗДАНИЕ ЖАРОСТОЙКИХ βNIAL+γ´NI$_3$AL+γNI СПЛАВОВ НОВОГО ТИПА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ NI-AL-CO

Морозов А.Е.[1], Поварова К.Б.[1], Антонова А.В.[1], Булахтина М.А.[1], Дроздов А.А.[1], Базылева О.А.[2], Бондаренко Ю.А.[2]

*Россия, *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, г. Москва. **ФГУП ВИАМ, e-mail: ae_morozov@list.ru*

PRODUCTION OF NEW DESIGN βNIAL+γ´NI$_3$AL+γNI REFRACTORY COMPOUNDS BASED ON NI-AL-CO

Morozov A.E.[1], Povarova K.B.[1], Antonova A.V.[1], Bulakhtina M.A.[1], Drozdov A.A.[1], Bazyleva O.A.[2], Bondarenko Y.A.[2]

This study looked into the production of the new design intermetallic compounds (i.e. γ´-Ni$_3$Al+β-NiAl compounds), which could combine high temperature resistance inherent to β-NiAl with a high temperature strength that amounts up to 1300ºC and adequate fracture toughness at standard temperatures.

В настоящей работе была проведена оценка возможности создания интерметаллидных сплавов нового типа (композиций γ´-Ni$_3$Al+β-NiAl), сочетающих высокую жаростойкость β-NiAl с жаропрочностью при температурах до 1300ºС и удовлетворительной вязкостью разрушения при нормальной температуре. Поскольку механические свойства сплавов являются структурно чувствительными, работа посвящена выбору базовой системы Ni-Al-*Me*, где *Me* - металл, обладающий растворимостью в обоих алюминидах и твердом растворе на основе никеля, не образующий тройных алюминидов, и изучению особенностей формирования структуры гетерофазных γ´+β сплавов.

Для наших целей представляет интерес часть диаграммы состояния с содержанием алюминия не более 40 ат. % (20 мас. %). Составы сплавов приведены в таблице 1.

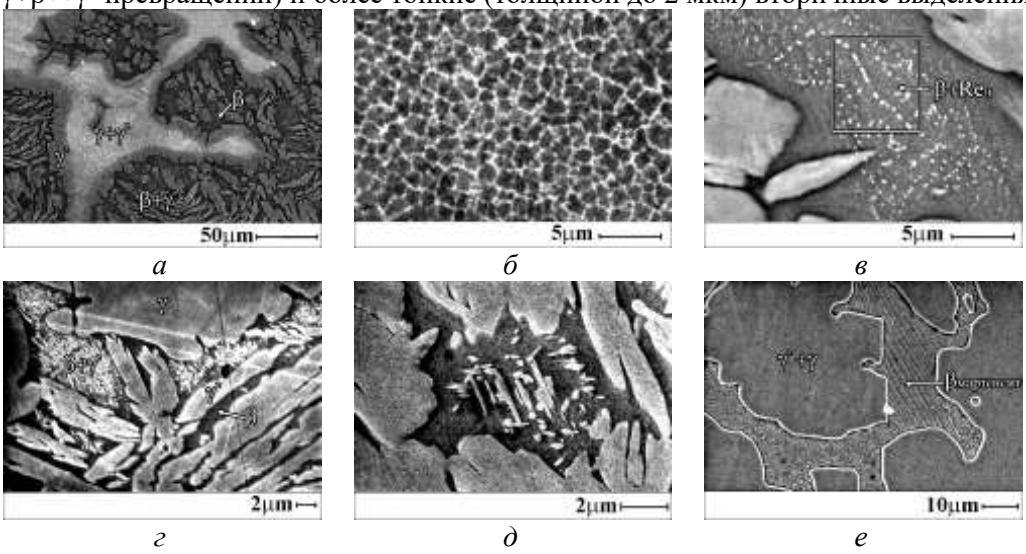
Таблица 1. Составы сплавов системы Ni-Co-Al (ат. %).

Сплав	Фазы	Ni	Al	Co	Легирующие элементы	Плотность, кг\м
1	β+γ	40	29,6	30,4	-	7060
2	β+γ	39,0	26,0	35,0		7090
3	γ´+γ	75,5	19,5	5.0	0,5Re, 6,2Cr, 4(W+Mo)	8105
4	β+γ´	60,4	27,8	10,1	0,39Re, 0,86Ti 0,05La, 0,12C	7100
5	β+γ´	60,6	28,8	9,9	0,25Re, 0,21Ta, 0,06La, 0,12C	7080
6	β+γ´	60,4	27,7	10,5	0,44Re, 0,84 Ti, 0,04La, 0,08C	7070
7	β+γ´	58,1	31,9	8,0	0,4Re, 1,43Ti	7000

Изучение температур фазовых превращений в сплавах в сочетании с данными анализа их структур и фазового состава показало, что при кристаллизации и последующем охлаждении в интервале подсолидусных температур 1323-1364°С в сплавах происходит ряд фазовых превращений, определяющих сложный фазовый состав и структуру сплавов с ~10 ат. % Co, ~ 29 ат. % Al после направленной кристаллизации. Превращения с участием жидкой фазы характеризуются большой величиной термических эффектов. Кристаллизация (γ´+β) сплавов № 4-6 проходит по эвтектической реакции L↔γ+β, как в (β+γ) сплавах № 1 и 2, а эвтектика (β+γ) имеет вид вырожденной эвтектики (γ в междендритном пространстве β дендритов). При охлаждении от температуры солидус происходят следующие процессы: на межфазной границе β/γ происходит перитектоидное превращение β+γ→γ´, в результате чего на периферии крупных выделений γ фазы эвтектического происхождения образуются ободки γ´-фазы с повышенным содержанием алюминия (рис. 1).

Превращение происходит через трехфазную область (β+γ+γ´). Кроме того, с понижением температуры из пересыщенного твердого раствора на основе β выделяются крупные перистые выделения γ-фазы с повышенным содержанием алюминия (высокотемпературный распад) и более дисперсные перистые выделения γ´-фазы при температурах ниже 1300°.

Структура сплава №7 с ~8 ат. % Co, ~ 33 ат. % Al после НК и ТО свидетельствует о том, что содержание никеля в сплаве ниже его предельной растворимости в β-NiAl. В связи с этим сплав № 7 кристаллизуется по другой схеме (L+β↔β→ β+γ′), минуя эвтектическую реакцию L↔γ+β. Фаза β формируется из расплава. При понижении температуры ниже линии сольвус, в литом материале образуются более крупные (толщина до 4 мкм) перистые вторичные выделения γ (температуры в интервале γ+β↔γ′ превращений) и более тонкие (толщиной до 2 мкм) вторичные выделения γ′-фазы.



а *б* *в*

г *д* *е*

Рис. 1 Микроструктуры сплава №5 (ат. %) 60,55%Ni, 28,82%Al, 9,99%Co, 0,25%Re, 0,21%Ta: после НК. (а) - общий вид; β, $(\gamma+\gamma')_{центр}$, $\gamma'_{ободок}$, $\beta+\gamma'(\gamma)_{перстые}$; (б) - $(\gamma+\gamma')_{центр}$; (в) - $\beta+Re_ч$; (г, д) - после ТО при 1300°С 2 ч; (е) - 1350°С 50 ч, β-мартенсит, γ′+γ. (а, б, в – съемка в режиме обратнорассеянных электронов, г, д, е - съемка в режиме вторичных электронов).

Следует отметить одну характерную особенность рений содержащих сплавов исследуемой системы, в которых присутствуют γ′, β и γ фазы, ранее отмеченную при исследовании (γ′+γ) сплавов типа ВКНА-25. Рений практически не растворяется в β - и γ′ - фазах с упорядоченными кристаллическими решетками. Во всех сплавах он сосредоточен в γ-фазе с неупорядоченной г.ц.к. кристаллической решеткой. Поэтому присутствие γ-фазы в литых сплавах косвенно подтверждается отсутствием растворимости рения в β и γ′ фазах и наличие его растворимости в выделениях, которые мы идентифицируем, как γ-фазу, несмотря на более высокое содержание в ней алюминия (>20 ат. %), чем следует из двойной диаграммы состояния. Обращает также на себя внимание, что в тройной системе Ni-Co-Al четко прослеживается тенденция увеличения растворимости алюминия в никеле при введении кобальта. Это может явиться причиной повышения содержания алюминия в выделениях γ-фазы.

В (γ′+β) сплаве №7 рений входит в состав изолированных дисперсных включений, которые представляют собой твердые дисперсные частицы ($Re_ч$) (размером 100-200 нм), выделяющиеся преимущественно в β матрице. Отметим также, что скопления в β-матрице таких же частиц, в которых сконцентрирован рений, изредка встречаются в сплавах № 4-6. Идентифицировать частицы пока не удалось, но, можно предположить, что $Re_ч$ представляют собой ТПУ фазу.

Схема кристаллизации и высокотемпературные фазовые превращения в исследованных (γ′+β) сплавах приводят к формированию перистых структур: выделению более пластичных γ и γ′ фаз в хрупкой β матрице. Таким образом, можно предполагать, что сплавы с фазовым составом (β+γ′) с 29-33 ат. % Al при 8-10 % Co будут иметь более высокую жаростойкость при 1300°С, чем (γ′+γ) сплавы с 17 ат. % Al при 5 % Co при 1150-1200°С, демонстрируя при этом характеристики прочности и жаропрочности, позволяющие их рассматривать, как конструкционные теплостойкие сплавы.

Выводы.

1. Изучены особенности формирования структуры гетерофазных (β+γ′) сплавов при направленной кристаллизации (НК), определены температуры фазовых превращений с участием расплава и β-фазы, определен состав фаз и структурных составляющих после НК и отжига при 1300-1350ºС.

2. Установлено, что в отличие от бескобальтовых (β+γ′)-сплавов, в которых γ′-Ni_3Al образуется по перитектической реакции L+β↔γ′, в изученных сплавах с 10 ат. % Co при НК при 1361-1368ºС

образуется вырожденная эвтектика L↔β+γ. Оси дендритов – β фаза, в междендритном пространстве - γ фаза. При охлаждении в β матрице выделяются включения γ преимущественно пористой формы.

3. В интервале температур 1323-1334ºС происходит переход из (γ+β) в (β+γ′+γ)-область и далее образование γ′-фазы по реакции γ+β↔γ′. В β-матрице выделяются пористые частицы γ′-фазы, более дисперсные, чем частицы высокотемпературной γ фазы.

*****

интервале температур 20-1150ºС зависят как от кристаллографической ориентации, так и от градиента кристаллизации. При всех температурах характеристики прочности монокристаллов, полученных с G = 150°С/см на ~ 10% выше, чем полученных с G = 60°С/см. Способность к равномерной деформации (δ) сохраняется примерно на одинаковом уровне для обоих градиентов кристаллизации.

С повышением температуры испытания независимо от градиента кристаллизации монокристаллов сохраняется аномальная температурная зависимость предела текучести (и прочности) монокристаллов с КГО <001> и <011>: повышение до максимума (~ 750-100 МПа) при 800-900ºС, а затем его снижение до при 1100ºС. Монокристаллы с КГО <111> имеют максимальные пределы прочности и текучести при комнатной температуре (в 1,5-2,5 раза выше). Предел текучести в интервале температур 20-900ºС монокристаллов с КГО <111> меняется незначительно (в пределах 680-645 МПа), а предел прочности плавно понижается. При температуре 1150ºС значения предела прочности колеблются в интервале 345-373 МПа, а предела текучести в интервале 324-355 МПа для монокристаллов со всеми КГО.

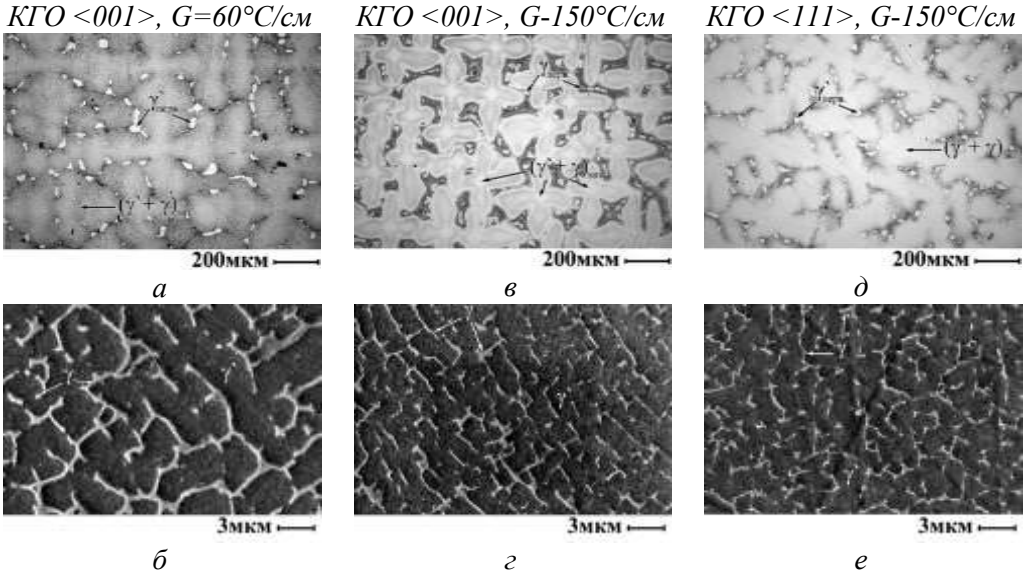


Рис. 1. Структура монокристаллов в поперечном сечении сплава ВКНА-1В с КГО <001> (а-г), <111> (д, е), G = 60°С/см (а, б) и 150°С/см (в-е) при R = 10 мм/мин.

Для монокристаллов с кристаллографической ориентацией <001> и <011> (при обоих G) с повышением температуры от 20 до 800ºС наблюдается характерное для сплавов на основе Ni_3A1 ухудшение пластичности: относительное удлинение падает с 30—55 до 12— 14%. В то же время у монокристаллов с кристаллографической ориентацией <111> с повышением температуры относительное удлинение увеличивается. Наименьшие изменения пластичности с температурой наблюдаются для монокристаллов <111>: умеренные значения пластичности δ = 14—40% сохраняются во всем температурном интервале 20—1150ºС. Для монокристаллов <001> и <011> характерно резкое увеличение пластичности (до δ = 57—65%) при 900—1150ºС, что нежелательно для конструкционного материала.

При длительных испытаниях на базе 10, 100 и 500 ч монокристаллы с КГО <111> показывают существенно более высокую прочность, чем монокристаллы с КГО <001> и <011>. Чем больше длительность и температура испытания, тем больше различие в характеристиках прочности монокристаллов с разной КГО. Анализ данных показал, что скорость разупрочнения монокристаллов с КГО <111> при 800ºС близка к таковой для монокристаллов <001> и <011>, а при 900, 1000, 1100 и 1150ºС разупрочнение монокристаллов <111> идет значительно медленнее, чем монокристаллов ориентации <001> и <011>. Коэффициент разупрочнения монокристаллов с КГО <001> и <011> является максимальным при 1000ºС, коэффициент разупрочнения монокристаллов с КГО <111> возрастает аддитивно с повышением температуры испытания и при всех температурах ниже, чем для монокристаллов с другими КГО.

При испытаниях на длительную прочность при высоких температурах в условиях напряженного состояния и длительных выдержек в структуре материала происходят заметные изменения. Во время высокотемпературного испытания в результате протекания диффузионных

процессов структура сплава изменяется. Уже после 50% ресурса границы первичных крупных выделений γ′-фазы, расположенных между дендритами в литых монокристаллических образцах, становятся более размытыми. В образцах формируется рафт-структура, изолированные включения - прослойки γ-твердого раствора укорачиваются и утолщаются (до 3-5 мкм), ориентированы поперек направления приложения силы (растягивающих напряжений). Внутри выделений γ-фазы формируются дисперсные частицы γ'-фазы размером от 100 нм до 1 мкм. Наблюдаемые структурные изменения, по-видимому, служат причиной замедления разупрочнения монокристалов с КГО <111> при повышении температуры по сравнению с монокристаллами двух других ориентаций.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ NI-CO-CR, УПРОЧНЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ АЗОТИРОВАНИЕМ.

Овсепян С.В. [1], Ахмедзянов М.В. [1], Помельникова А.С. [2], Козлова О.Ю. [2]

[1]*Россия, г. Москва, ФГУП «ВИАМ», e-mail:* lab3@viam.ru

[2]*Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана e-mail:* olga.ko.olga@gmail.com

INVESTIGATION OF INFLUENCE OF ALLOYING ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF NI-CO-CR SYSTEM ALLOYS AFTER HIGH TEMPERATURE NITRIDING.

S.V. Ovsepyan[1], M.V. Akhmedzyanov[1], A.S. Pomelnikova[2], O.Yu. Kozlova[2]

[1]*Federal State Unitary Enterprise All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, Moscow, Russian Federation*

[2]*Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russian Federation*

The study tested influence of thermo-chemical treatment (high-temperature nitriding) on the structure and properties of sheet samples of welded nickel alloys with different types of alloying. Specially selected ratio of alloying components allows to create a favorable microstructure throughout the whole thickness of the sheet sample in process of thermo-chemical treatment. Finally, was found that formation of dispersed nitride particles in alloys doubled microhardness and soaking it at 1200 ˚C for 100 hours did not cause significant changes in the structure of alloys.

В основном, классические методы дисперсионного упрочнения заключаются в образовании интерметаллидных и карбидных фаз в матрице жаропрочных сплавов. Однако установлено, что наиболее эффективное упрочнение происходит при образовании в матрице дисперсных нитридов с высокой термодинамической стабильностью. Во ФГУП «ВИАМ» разработаны жаропрочные никелевые сплавы, упрочняемые химико-термической обработкой – высокотемпературным азотированием, целью которого является получение сквозного азотирования на листовых образцах сплавов. Наиболее высокие значения свойств показывает сплав на никель-кобальт-хромовой основе – ВЖ171, рабочая температура которого достигает 1250 ˚С. Но предел упрочнения стабильными нитридами все еще не достигнут. В настоящее время исследования проводятся в направлении выбора легирующих элементов сплава на никель-кобальт-хромовой основе и оптимизации режима высокотемпературного азотирования.

Целью настоящей работы является исследование влияния легирования на структуру и свойства сплавов системы Ni-Co-Cr, упрочненных высокотемпературным азотированием.

После проведения анализа научно-технической литературы и, исходя из состава сплава ВЖ171, были выбраны экспериментальные составы сплавов на основе Ni-Co-Cr, с различными легирующими элементами:

-12% Mo, 2% Ti

-3.8% Mo, 7.2% W, 2% Ti

-8% W, 2% Ti, 4% Ta

-1% Mo, 10% W, 3% Ti, 0.2% C

-1% Mo, 10% W, 1.3% Ti, 0.7% Zr

Высокотемпературное азотирование для всех сплавов проводилось по режиму, применяемому для сплава ВЖ171: температура азотирования на 150-200 ºС ниже температуры начала плавления сплава, время выдержки 20 ч. Также исследовались образцы после выдержки в течение 40 ч при той

же температуре. Установлено, что в составах 1 и 5 частицы нитридов сформировались по всему объему листа. В составах 2 и 3 в центре листа видны области без нитридов, шириной 270 и 140 мкм, соответственно. В составе 4 в центре листа также остается не азотированная зона, шириной 350 мкм, заполненная карбидами.

Исследование микротвердости проводилось по методу Виккерса при нагрузке 100 г. Наиболее высокие и равномерные значения микротвердости по сравнению со значениями сплава ВЖ171 достигнуты у составов 1 и 2 после выдержки 40 ч. Резкое изменение микротвердости от края к центру образца состава 4 связано с тем, что в центре листа остается не азотированная зона.

По результатам МРСА после высокотемпературного азотирования установлено, что в спектрах, полученных от матрицы образцов, во всех составах наблюдаются пики Ni, Co и Cr. Необходимо отметить, что нитриды титана обнаружены во всех пяти экспериментальных составах, кроме того в составе 3 обнаружены нитриды тантала, в составе 4 – карбиды и карбонитриды титана и вольфрама, а в составе 5 – нитриды циркония (цирконий входит в состав нитридов в равной доле с титаном).

На рисунке 1 представлена кинетика азотирования пяти экспериментальных составов.

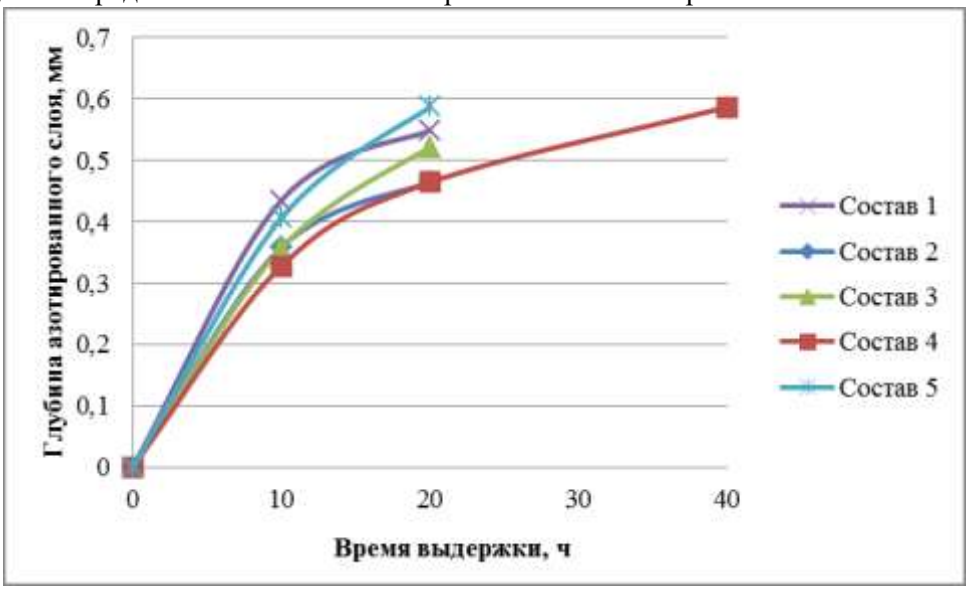


Рисунок 1 – Зависимость глубины азотированного слоя от времени высокотемпературного азотирования

Как видно из рисунка 1, в составах 1 и 5 азотирование прошло на всю толщину листа за 20 ч выдержки в атмосфере азота (толщина листов состава 1 – 1,1 мм; состава 5 – 1,2 мм). В составе 4 азотирование прошло полностью после выдержки в течение 40 ч (толщина листа 1,3 мм). По-видимому, это связано с большим содержанием углерода в данном сплаве, который затрудняет процесс диффузии азота вглубь образца.

Исследование кинетики высокотемпературного азотирования позволяет спрогнозировать время, необходимое для сквозного азотирования образцов и деталей различной толщины. Для составов 1 и 5 необходимое время выдержки для получения сквозного азотирования составляет 21 ч, для состава 2 – 30 ч, для состава 3 – 25 ч и для состава 4 – 42ч.

Исследование свойств (прочностных, пластических характеристик, жаростойкости и времени до разрушения) экспериментальных составов показало, что после выдержки в атмосфере азота в течение 40 ч наиболее высокими свойствами обладает состав 4. Время до разрушения состава 4 значительно превосходит величину остальных составов.

Литература

1.Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение. 1982. 120 с.

2.Ахмедзянов М.В. Разработка ресурсосберегающей технологии получения холоднокатаного листа из высокожаропрочного свариваемого сплава ВЖ171/ М.В. Ахмедзянов, А.В. Скугорев, С.В. Овсепян, И.С. Мазалов// Производство проката. 2015. №1. С. 14–17.

3.Козлова О.Ю. Влияние высокотемпературного азотирования на структуру и свойства свариваемых жаропрочных никелевых сплавов/ О.Ю. Козлова, С.В. Овсепян, А.С. Помельникова, М.В. Ахмедзянов// Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2016. №6. С. 33-42.

4.Петрова Л.Г. Регулирование строения диффузионного слоя в углеродистых сталях при азотировании с предварительным нанесением каталитических пленок оксида меди/ Л.Г. Петрова, В.А. Александров, А.Ю. Малахов// «Материаловедение и термическая обработка материалов». 2017. №3. С. 48-53.

5.УДК 620.3

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-CA-MG-SI.

Наумова Е.А., Белов Н.А., Дорошенко В.В.

Россия, г.Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», jan73@mail.ru

STUDY OF THE PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALLOYS OF AL-CA-MG-SI SYSTEM.

Naumova E.A., Belov N.A., Doroshenko V.V.

AnnotationIt was investigated system Al-Ca-Mg-Si state in the region of the aluminum angle, the compositions of the primary crystals were experimentally established, and an alloy of the optimum composition was detected. It has been established that the composition Al-3Ca-10Mg-1Si in density, corrosion resistance and hardness exceeds the known alloy AA356. This allows us to consider the Al-Ca-Mg-Si system in the Al-3Ca-10Mg-1Si composition region suitable for creating cast "natural composites".

Введение

В настоящее время из сплавов системы Al-Mg-Si (авиали) изготавливается более 90% прессованных алюминиевых изделий [1]. С другой стороны, для производства литых изделий из алюминия, широко применяются сплавы Al-Si-Mg (например, АК7пч/АА356) [2]. Также появились публикации о сплавах с композитной структурой на основе эвтектики (Al)+Mg_2Si [3]. Мы предлагаем рассмотреть возможность создания сплавов на базе системы Al–Ca–Mg–Si со структурой, подобной композиционному материалу, обладающих низкой плотностью и высокой коррозионной стойкостью [4]. В работе были поставлены следующие задачи: исследовать структуру и фазовый состав сплавов системы Al-Ca-Mg-Si; оценить склонность экспериментальных композиций к коррозии; определить их плотность и твердость.

Экспериментальные методики

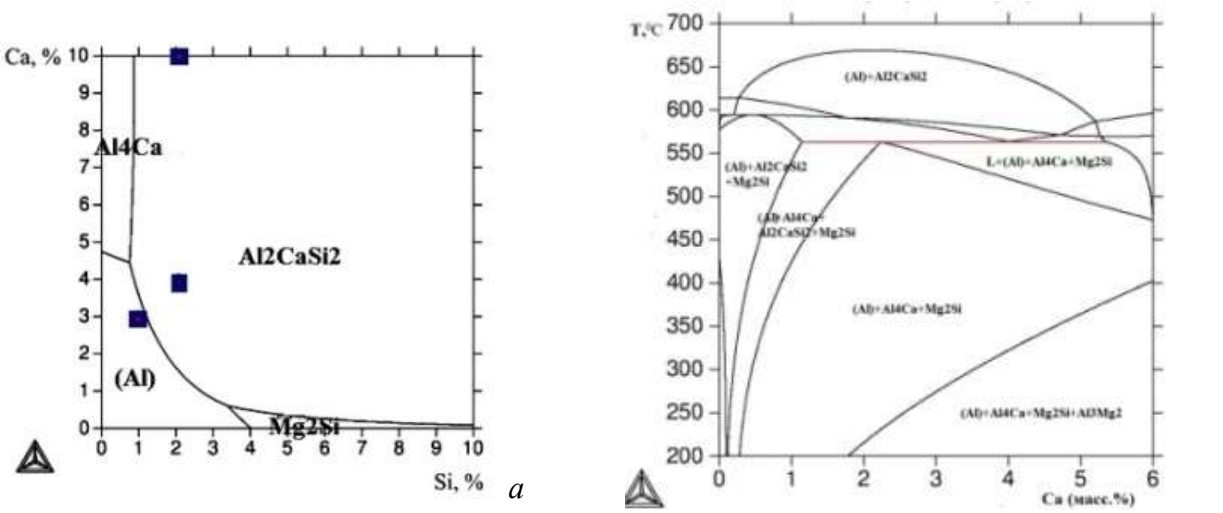
Исследовали сплавы 1-Al10Mg10Ca2Si, 2-Al10Mg4Ca2Si, 3-Al10Mg3Ca1Si,4- АК7пч/АА356 (как база для сравнения). Экспериментальные сплавы выплавлялись в силитовой электропечи на основе алюминия А99 (ГОСТ 11069-2001). Для расчета фазового состава системы Al–Ca–Mg–Si использовали программу Thermo-Calc (база данных TTAL5) [5]. Исследование микроструктуры сплавов проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Микрорентгеноспектральный анализ проводили на микроскопеTESCAN с помощью энергодисперсионной приставки-микроанализатора производства Oxford Instruments и программного обеспечения Aztec. Твердость измеряли по Бринеллю, (согласно ГОСТ 9012-59) на твердомере WilsonWolpert 930N. Испытания на межкристаллитную коррозию проводили по ГОСТ 9.021-74 в 3 % растворе NaCl+1% растворе HCl при температуре 20°С в течение 24 ч. Плотность определяли методом гидростатического взвешивания на лабораторных аналитических весах марки Wa-2.

Результаты и их обсуждение

В четверной системе Al-Ca-Mg-Siприсутствуют фазы: Al_3Mg_2, Al_4Ca, Mg_2Si, Al_2CaSi_2, (Si) [5].На основе построенной поверхности ликвидус в области алюминиевого угла определили составы экспериментальных сплавов таким образом, чтобы они попали в области первичной кристаллизации фаз (Al) и Al_2CaSi_2 (где (Al) – твердый раствор на основе алюминия)(Рис.1а). Из рисунка следует, что наиболее широкой является область первичной кристаллизации тройного соединения Al_2CaSi_2. Области первичной кристаллизации двойных соединений Al_4Ca и Mg_2Si располагаются вблизи

сторон, отвечающих соответствующим тройным системам (Al–Ca–Mg и Al–Mg–Si) и имеют узкие диапазоны концентраций. Для оценки характера кристаллизации сплавов построили политермический разрез при 10%Mg и (Ca+Si=6%) (по массе) (Рис.1б). Большинство сплавов разреза начинает кристаллизоваться с образования соединения Al_2CaSi_2. Также в большинстве сплавов области концентраций данного разреза протекает перитектическая реакция $L+Al_2CaSi_2 \rightarrow (Al)+Al_4Ca+Mg_2Si$, которая для сплавов с малым количеством кальция заканчивается моновариантной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al)+Al_2CaSi_2+Mg_2Si$, а в сплавах с избытком кремния исчезновением жидкой фазы, в четырехфазной области $(Al)+Al_4Ca+Mg_2Si+Al_2CaSi_2$.

Микроструктура сплавов представлена на рисунке 2. С помощью микрорентгеноспектрального анализа было подтверждено, что состав первичных кристаллов в сплаве 2 (Рис.2б) соответствует соединению Al_2CaSi_2 (35,8(39,7)Al;36,9(39,4)Si, 26,4(19,8)Ca и 0,9(1,1)Mg, где перед скобками указаны массовые проценты, а в скобках атомные проценты). В сплаве 1(Рис.2а) состав первичных кристаллов больше соответствует соединению Al_4Ca (64.5 (71,0)Al; 4,1 (4,3)Si, 28,6 (21,2)Ca и 2,9 (3,5)Mg) но, по-видимому, присутствует некоторое количество фазы Al_2CaSi_2. Некоторое количество магния можно связать с его высоким содержанием в сплаве и, следовательно, с «подсветкой».



а *б*

Рис. 1. а- поверхность ликвидус системы Al-Ca-Mg-Si при 10%Mg; б- политермический разрез системы Al-Ca-Mg-Si при 10%Mg и (Ca+Si=6%).

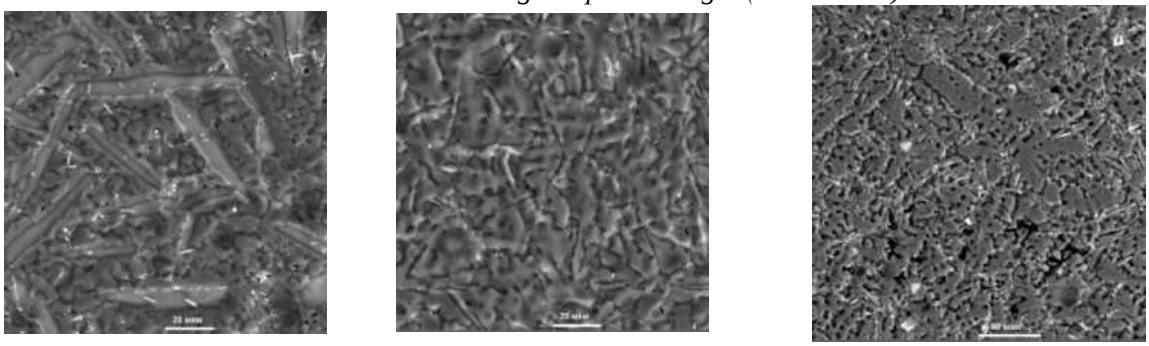


Рис. 2. Структура сплавов в литом состоянии (СЭМ): а)1-Al10Mg10Ca2Si,x2000; б) 2-Al10Mg4Ca2Si, x2000; в) 3-Al–3Ca–10Mg–1Si, x1000.

В сплаве 3(Al10Mg3Ca1Si) первичные кристаллы не выявляются (Рис.2в), его состав близок к эвтектическому. Поэтому он может рассматриваться, как основа для создания естественных композитов. Плотность этого сплава заметно меньше плотности АК7пч/АА356 (2, 66г/см^3[2]) и составляет 2.54 г/см^3, а твердость заметно выше (119НВ против 70НВ[2]). По коррозионной стойкости он показал наилучшие результаты (нет потери массы за 24 часа).

Работа проведена при поддержке гранта РНФ 14-19-00632 (эксперимент) и при поддержке гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ НШ-9899.2016.8 (расчетная часть)

Список литературы

1. В.С. Золоторевский, В.К. Портной, Л.П. Трифоненков, П.Ю.Брянцев, Е.Г. Чувашов. «Исследование и оптимизация режимов термической обработки слитков алюминиевых сплавов 6XXX серии», Цветные металлы, 2005, No4, стр. 90–94.

2. Kaufman J. Gilbert, Rooy Elwin L., Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications // Materials Park, ASM International, 2004, 340 p.

3. Fatemi-Jahromi F., Emamy M. An Investigation into High Temperature Tensile Behavior of Hot-extruded Al–15wt%Mg2Si Composite with Cu-P Addition //Manufacturing Science and Technology, 2015, 3(4): C. 160-169.

4. N.A.Belov, E.A.Naumova, A.N.Alabin, I.A.Matveeva "Effect of Scandium on Structure and Hardening of Al–Ca Eutectic Alloys", Journal of Alloys and Compaunds, 2015, vol.646, P.741-747; 5. Информация на сайте www.thermocalc.com.

****

ВЛИЯНИЕ ТУГОПЛАВКИХ НАНОМОДИФИКАТОРОВ НА ОСНОВЕ ШУНГИТА И НИТРИДА БОРА НА СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК-12, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ БАРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Витязь П.А.[1], Сенють В.Т.[2], Хейфец М.Л.[3], Колмаков А.Г.[4]

[1] Беларусь, Президиум НАН Беларуси, vitiaz@presidium.bas-net.by

[2] Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, vsenyut@tut.by

[3] Беларусь, ОАО НПО «Центр» НАН Беларуси, mlk-z@mail.ru

[4] Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, kolmakov@imet.ac.ru

INFLUENCE OF REFRACTORY-BASED NANOMODIFICATORS ON THE BASIS OF SHUNGITE AND BORON NITRIDE ON THE PROPERTIES OF AK-12 ALUMINUM ALLOY OBTAINED IN THE CONDITIONS OF BARIC TREATMENT

Vityaz P.A., Senyut V.T., Kheifetz M.L., Kolmakov A.G.

The processes for the production of the aluminum based alloy AK-12 with the additions of shungite carbon and cubic boron nitride are developed. It is shown, that refractory-based nanomodificators inhibits growth of the aluminum grains in the high temperature treatment region and increases microhardness of the composite materials. The technological schemes of high pressure treatment of aluminum-matrix composites have been developed.

Возможности повышения качества алюминиевых сплавов на сегодняшний день далеко не исчерпаны. Существует весьма значительный потенциал, позволяющий серьезно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики заготовок и изделий из этих материалов [1]. Разработанное в настоящее время оборудование для литья под давлением с управляемой кристаллизацией расплава позволяет использовать не только охлаждение, но и давление для управления структурообразованием в металлах и сплавах [2].

С другой стороны, добавки микро- и наноструктурных тугоплавких частиц в качестве примесных модификаторов (наполнителей) позволяют эффективно изменять структуру алюминиевых сплавов, способствуют ее измельчению и повышению механических и триботехнических характеристик алюмоматричных композиционных материалов (КМ) [3]. Приложение высокого давления при получении таких КМ способствует стабилизации структуры и фазового состава как наполнителя, так и самой матрицы, что особенно актуально при получении наноструктурных алюмоматричных КМ.

В настоящей работе отливки из алюминиевого сплава АК12 получали методом центробежного литья на литейной машине, обеспечивающей диапазон значений центростремительных ускорений до 300 g. В качестве тугоплавких наномодификаторов использовали порошок шунгитового углерода, представляющий собой агрегированные образования размером 0,5–5 мкм, а также порошок кубического нитрида бора (cBN) с размером первичных частиц 80–-100 нм, образующих агрегаты до 2 мкм.

В результате проведенных экспериментов было показано, что введение модификаторов в матрицу в количестве 1–5 мас. % тормозит рост зерен структурных составляющих сплава и приводит к увеличению твердости материала в 1,5–2 раза, снижению коэффициента трения в 3–5 раз по сравнению с базовым сплавом без добавок наномодификаторов. Сочетание метода центробежного литья и дополнительной деформационной обработки (прокатки) приводит к существенным структурным изменениям в алюминиевом сплаве на макро-, мезо- и микроуровнях, что проявляется в их более высоких физико-механических и эксплуатационных характеристиках.

Исследования поддержаны белорусско-российским грантом БРФФИ-РФФИ по проекту Т16Р-176.

Литература

1. Повышение ресурса трибосопряжений активированными методами инженерии поверхности /П.А. Витязь, В.И. Жорник, М.А. Белоцерковский, М.А. Леванцевич–Минск: Бел. навука, 2012.–452 с.

2. Технологии конструкционных наноструктурных материалов и покрытий / Под общ. ред. П.А. Витязя и К.А. Солнцева –Минск: Бел. навука, 2011. – 283 с.

3. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Калашников И.Е. О модифицировании литых алюмоматричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами // Металлы, 2009. №1. С. 79–87.

****

КОНСТРУКЦИОННАЯ СТАЛЬ ДЛЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЦЕМЕНТИРУЕМЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЁС

Витязь П. А., Моисеенко В. И., Шишко С. А.

Республика Беларусь, государственное научное учреждение «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», e-mail: ks_oim@tut.by

CONSTRUCTION STEEL FOR LARGE-SIZED CEMENTED GEARS

Vityaz P. A., Moiseyenko V. I., Shishko S. A.

Advantages of new steel for gear wheels are considered. The mechanical characteristics of the steel in question are compared with similar steels

Крупный модуль и габариты зубчатых колес обуславливают необходимость применения сталей повышенной прокаливаемости с содержанием никеля до 4% и длительных режимах ХТО. В упрочненном слое деталей из указанных сталей количество аустенита достигает 40%, а на границах зерен после отжига материала до 3…5% [1]. Указанные факторы приводят к снижению поверхностной твёрдости деталей и отклонению их геометрических параметров зубьев от номинала при их нарезании, ХТО и в эксплуатации. Установлено, что коробление деталей из стали 20Х2Н4А только на термических переделах, почти в 2 раза больше, чем деталей из стали 12ХН3А [2].

Предложена, разработана и освоена в металлургии и машиностроении, новая сталь 20ХН3МА, модифицированная ванадием. При создании стали 20ХН3МА использована новая концепция формирования свойств сталей, основанная на управлении составом и структурой приграничных нанообъёмов зерен материала [1]. Материал отвечает всем требованиям технологичности и прочности, предъявляемым в производстве и в эксплуатации к цементированным зубчатым колёсам с нормальным модулем превышающим 10 мм: повышенной прокаливаемостью слоя, распределнением микротвёрдости в нём, пониженным содержанием остаточного аустенита и, как результат, предсказуемыми короблением и толщиной слоя, снимаемого при шлифовании. По химическому составу и прочностным свойствам новый материал соответствует сталям, производимым шведской фирмы OVAKO — одного из основных мировых поставщиков цементируемых сталей (в том числе и для крупногабаритных цементируемых колец подшипников компании SKF). Механические характеристики стали 20ХН3МА после закалки ($t_з$ = 820 °С) выше, чем у стали 20Х2Н4А и стали 18ХГН2МФБ (таблица 1). Твердость поверхности крупномодульных колёс, полученных из неё, после цементации и закалки может достигать 64…65 HRC, в то время как на стали 20Х2Н4А эта величинане не превышает 62…63 HRC. Твердость сердцевины 40…42 HRC. Количество остаточного аустенита в слое 10…15 %. Указанный уровень соответствует нормам, принятым в авиапроме.

Таблица 1 - Механические свойства сталей, используемых для изготовления крупногабаритных цементированных зубчатых колес (общие данные)

№№ п/п	Марка стали	Механические свойства					
		Предел прочности $\sigma_в$МПа	Предел текучести $\sigma_т$Мпа	Относительное удлинение δ %	Относительное сужение ψ %	Ударная вязкость KCU Дж/см^2	Твердость сердцевины и пов.зуба, модуль 10мм,HRC
1	2	5	6	7	8	9	10
2	20Х2Н4А	>=1270	>=1080	>=9	>=45	+20°С>78	-
3	20ХН3МА	1379	-	12	57	+20°С - 115 -40°С - 111,3 -60°С - 108,8	$H_{серд}$=40-41 $HV_{пов}$=780-810$HV_{0,2}$
4	18ХГН2МФБ	1340		7,2-12		+20°С - 60 -40°С - 27	$H_{серд}$= 26-29HRC $HV_{пов}$= 695$HV_{0,2}$

Лучшие характеристики новая сталь имеет и по распределению микротвердости по толщине слоя. Эффективная толщина упрочненного слоя у стали 20ХН3МА, определяемая как расстояние от поверхности до твердостей 600, 700 и 750 HV по аппроксимирующей кривой микротвердости, больше таковой для стали 20Х2Н4А (таблица 2). Сравнительные исследования сталей 20Х2Н4А, 20ХН3А и 20ХН3МА показали, что минимальную микротвердость при узкой полосе рассеяния имеют образцы из стали 20Х2Н4А при твердости поверхности непосредственно после закалки 60…61 HRC (760 $HV_{0,2}$) и содержании остаточного аустенита 28…30 **об.%**. Величина микротвердости цементованного слоя образцов из сталей 20ХН3А и 20ХН3МА значительно выше (до 770 $HV_{0,2}$). Более широкая полоса рассеяния микротвердости, полученная на образцах из стали 20ХН3А объясняется ее ограниченной прокаливаемостью при содержании углерода менее 0.5 % [3].

Микроструктура и эффективная толщина цементованного слоя образцов из новой стали 20ХН3МА соответствует требованиям к высоконапряженным зубчатым колесам и её использование можно рассматривать как вариант двукратного повышения ресурса зубчатых колёс [4].

Таблица 2– Структурные свойства сталей зубчатых колёс

Оценочные характеристики	Сталь		
	20Х2Н4А ГОСТ 4543-71	20ХН3МА	18ХГН2МФБ ТУ 14-1-5183-93
1	2	4	5
Модуль	10	10	7
Эффективная толщина цементованного слоя (по делительной окружности) До 750 HV0,2 До 700 HV0,2 До 600 HV0,2	0,4-0,6 0,8-1,0 1,2-1,7	0,7-1.0 1,0 1,7	0,2 0,4 1,0
Мартенсит ГОСТ 8233-56	Крупноигольчатый Балл 7, мелко и среднеигольчатый балл 4-6	Мелкоигольчатый балл 2	Мелкоигольчатый балл 2
Аустенит (рентгеноструктурный анализ)	32-44%	10-15%	5-10%
Карбиды	отсутствуют	отсутствуют	отсутствуют
Величина зерна по ГОСТ 5639-82	-	№10-11	№11-12
Структура сердцевины	Грубоигольчатый троостосорбит	Мелкодисперсный сорбит	Мелкодисперсный сорбит
Феррит	Отсутствует, иногда 1Ф	отсутствует	Феррит 6-9% 3Ф
Трооститная зона (зона внутреннего окисления), впадина зуба, нешлифованная поверхность	0,016-0,022 мм Иногда до 0,03 мм	0,012 мм	0,020 мм

Обрабатываемость деталей из стали 20ХН3МА, оцениваемая по комплексным показателям, выше, чем таких же деталей из сталей 20Х2Н4А и 18ХГН2МФБ. Это касается как расхода инструмента и коробления деталей на переделах, так и трещиностойкости при шлифовании. На всех технологических операциях средние значения погрешности направления зуба $F_β$ на зубчатых колесах

из стали 20ХН3МА более низкие, чем на колесах из 20Х2Н4А. Припуск на шлифование может быть снижен не менее, чем на 0.2 мм.

Новый материал, малодеформируемый на технологических переделах и в эксплуатации, представляет особый интерес для всех нешлифуемых зубчатых колес и, в первую очередь, для зубчатых колес главной передачи задних мостов с круговыми зубьями, к которым предъявляются повышенные требования по надёжности и ресурсу. Сталь 20ХН3МА производится в металлургии РФ по специальным ТУ.

Литература к разделу

1.В.И.Моисеенко, П.Л.Мариев, Основы структурной равнопрочности стали и элементов крупногабаритных деталей машин,Минск,ИТК НАН Беларуси,1999.-200с.

2.Производство зубчатых колес: Справочник / С. Н. Калашников, А. С. Калашников, Г. И. Коган и др.; Под общ. ред. Б. А. Тайца. — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1990. — 464 с.

3.С.П.Руденко, А.Л.Валько и др., Повышение эксплуатационных характеристик зубчатых колёс карьерных самосвалов посредством оптимизации ХТО, "Литьё и металлургия",№2, 2013, с.110-114.

4.С.П.Руденко, А.Л.Валько, Особенности расчёта зубчатых колёс трансмиссий на глубинную контактную прочность, "Вестник машиностроения", №11, 2015, с 57-60.

****

СЕКЦИЯ 6: *ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ*

****

СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ NI И CU УЗКОГО ФРАКЦИОННОГО СОСТАВА ДЛЯ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Гнедовец А.Г., Зеленский В.А.
Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: tregubova.01@bk.ru

SYNTHESIS OF NI AND CU NANOPOWDERS WITH A NARROW FRACTIONAL COMPOSITION FOR CATALYTICALLY ACTIVE ELEMENTS

Tregubova I.V., Alymov M.I., Ankudinov A.B., Gnedovets A.G., Zelenskii V.A.

Nanopowders of nickel and copper of a narrow fractional composition were synthesized in order to create porous catalysts on their basis by powder metallurgy methods. As a starting material in such catalysts, metal powders of nanoscale range are used. This allows along with the micron-sized pores corresponding to particles of a pore forming agent, to create a developed surface consisting of agglomerates of metal nanoparticles.

В последние годы высокопористым металлическим материалам уделяется большое внимание. Они имеют широкий круг применения, но особенно востребованы в качестве каталитически активных элементов. Многообразны и методы получения пористых материалов. Чаще всего для формирования пористости используют различные порообразователи, которые на предварительной стадии тщательно перемешиваются с одно- или многокомпонентным металлическим порошком, а затем в процессе спекания или уже после его завершения удаляются из материала.

Авторами данной работы в настоящее время развивается модифицированный метод получения высокопористого материала с наностукурированной поверхностью пористого просранства. В отличие от известных способов в качестве исходного материала используются металлические порошки наноразмерного диапазона, получаемые химико-металлургическим методом. Это позволяет наряду с порами, формируемыми частицами порообразователя, создать развитую поверхность, состоящую из агломератов наночастиц металла. Целью работы являлась разработка методов синтеза нанопорошков никеля и меди узкого фракционного состава для создания на их основе катализаторов методами порошковой металлургии.

Для получения нанопорошков металлов был использован химико-металлургический метод [1], который включает в себя два этапа. На первом этапе получают прекурсоры в виде маловодных гидроксидов. На втором – проводят термообработку полученных прекурсоров. Этот метод синтеза нанопорошков основан на гетерофазном взаимодействии твердой соли металла с растворами, содержащими гидроксильные группы. Для проведения реакции гетерофазного взаимодействия с целью получения маловодных гидроксидов никеля и меди были исследованы такие параметры химической реакции как концентрация и pH раствора, температура и время проведения химического взаимодействия, соотношение твердых и жидких компонентов.

Материалами для получения гидроксидов служили нитрат никеля 6-водный $Ni(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$, сульфат меди пятиводный $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ и растворы гидроксида натрия различной концентрации. В результате проведенных реакций были получены нанопорошки гидроксидов никеля и меди – $Ni(OH)_2 \cdot nH_2O$ и $Cu(OH)_2 \cdot nH_2O$. Полученные порошки рентгеноаморфны, удельная поверхность составляла 120-168 $м^2/г$ для гидроксида никеля и 15 до 80 $м^2/г$ для гидроксида меди (по методу БЭТ).

Исследованы кинетические закономерности дегидратации полученных гидроксидов, показана возможность управления дисперсностью порошка при термообработке путем изменения условий проведения процесса.

Термообработку полученных нанопорошков гидроксидов проводили в потоке водорода. Гидроксид никеля восстанавливали при температурах 200-300 °С, а маловодный гидроксид меди – в интервале температур 100-330 °С. Оптимальное сочетание концентрации, pH раствора, температуры синтеза, условий термообработки позволили получить нанопорошки никеля и меди узкого фракционного состава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 17-03-00337-а.

Литература:

1. Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Тихомиров С.А. О закономерностях и условиях синтеза металлических нанопорошков. Цветные металлы, 2011, № 5, с.47-52.

****

РАЗРУШЕНИЕ СЕЛЕНА В ВОДНОЙ СРЕДЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Фолманис Г.Э., Федотов М.А., Коваленко Л.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, folm@imet.ac.ru

Введение

Первоначально интенсивно изучались токсические свойства селена. Эти исследования определили на многие годы отношение к селену как к высокотоксическому микроэлементу. Установление антиоксидантных свойств селена в начале 60-х годов XX века позволило рассматривать селен как эссенциальный микроэлемент для человека и животных, основной функцией которого является защита организма от оксидантного стресса. Поиск оптимального способа приготовления коллоидных водных растворов селена показал, что преимуществом обладает лазерная технология [1].

Лазерное излучение представляет собой электромагнитную энергию. Поступающее на поверхность твердого тела лазерное излучение вызывает возбуждение колебаний электронов. Процесс взаимодействия излучения с электронами обычно протекает в тонком поверхностном слое. Частично связанные электроны передают энергию излучения веществу, что вызывает его нагревание и, далее, плавление. В центре лазерного луча температура вещества максимальна и уменьшается к краям луча. Из-за поверхностного натяжения расплава возникает сила, направленная к краям расплава, вызывающая перемешивание и выброс расплавленного вещества. Под воздействием излучения пары расплавленного вещества ионизируются с образованием плазменного облака. Таким образом, процесс воздействия лазерного излучения на твердые вещества можно разделить на несколько стадий: нагревание без изменения фазового состояния, плавление, испарение, ионизация испаряемого вещества и образование плазмы [2].

Методика эксперимента

В качестве мишени в исследовании использовалась пластина элементарного селена марки ОСЧ (ГОСТ 5.1489-72). Твердотельный лазер имел длину волны излучения 1064 нм, энергия в импульсе составляла 2.50 Дж при длительности импульса 12 нс. Частота следования импульсов ниже 1 Гц. В качестве среды распыления использовалась бидистиллированная вода (ТУ 6-09-2502-77), причем жидкость принудительно не перемешивалась. Концентрацию селена в коллоидном растворе определяли методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индукционно-связанной плазмой (АЭС с ИСП) на приборе ULTIMA 2 (Horiba Jobin Yvon, Франция-Япония). Распределение частиц по размерам в водной дисперсии и дзета-потенциал частиц селена оценивались методом динамического рассеяния света (ДРС) с помощью прибора Zetasizer Nano ZS (Malvern, Великобритания). В результате теплового движения частицы дисперсной фазы в коллоидных системах совершают хаотические движения, изменяя направление ~ 10^{14} раз в секунду. Поэтому на приборе ДРС проводятся несколько последовательных измерений. Микрофотография получена на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения LEO-912 AB Omega (K. Zeiss, Германия).

Результаты и их обсуждение

В результате разрушения пластины селена, получены коллоидные растворы с концентрацией селена до 9 мкг/л. На рис. 1 приведено распределение частиц селена с учетом их количества (а) и их объема (б). С учетом количества частиц их распределение по размерам лежит в диапазоне от 20 до 150 нм. Имеются пики распределения ~ 50 нм и более 100 нм. С учетом объема частицы распределены в более широком диапазоне: от 20 до 500 нм, причем осколки более 300 нм имеются в незначительном количестве. В этом случае также заметны пики в областях ~ 50 нм; около 100 нм и 250 нм. В водном коллоидном растворе присутствуют и частицы размером ниже 10 нм (квазинульмерные (0D) нанообъекты), но их количество незначительно. Они группируются определенным способом, то есть – самоорганизуются. На рис. 2 представлена микрофотография таких частиц.

Повторное попадание под лазерное излучение образовавшихся в замкнутом объеме жидкости осколков приводит к их измельчению [3,4].

Исследована токсичность водного коллоидного раствора селена. Результаты показали, что показатель $ЛД_{50}$ раствора селена составляет 1,11 мг/кг, что не противоречит данным литературы об уровне токсичности препаратов селена при внутрижелудочном введении [5]. Селен и его соединения по своей биологической активности относятся к классу чрезвычайно токсичных соединений.

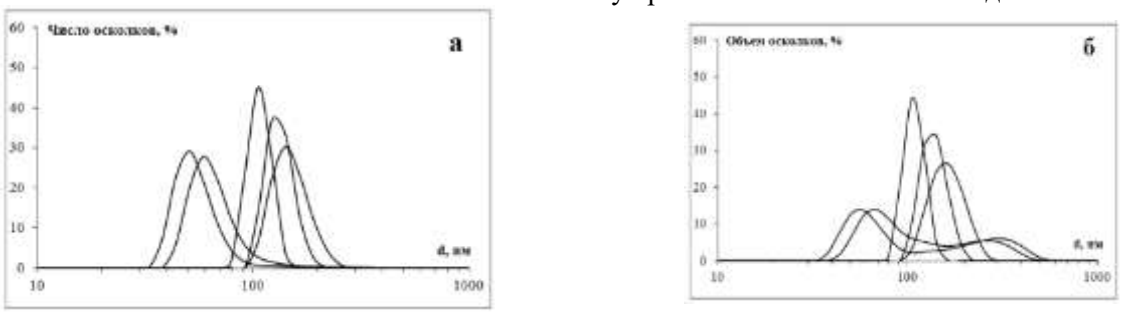


Рис. 1. Распределение осколков, поступающих в коллоидный раствор по размерам: с учетом числа (а) и с учетом объема (б).

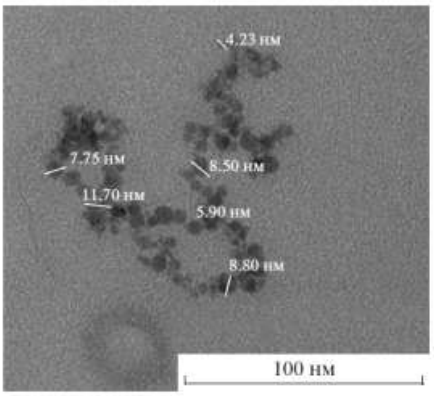


Рис. 2. Микрофотография наночастиц селена, полученная на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения.

Выводы

Под воздействием лазерных импульсов пластина селена, помещенная в водную среду, разрушается, образуя коллоидный раствор, содержащий как наночастиц, так и осколки размером до 250 нм.

Водный коллоидный раствор селена пригоден для разработки эффективных средств профилактики болезней животных, особенно молодняка.

Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

Литература

1.Макаров Г.Н. Применение лазеров в нанотехнологиях: получение наночастиц и наноструктур методом лазерной абляции и лазерной нанолитографии. Успехи физических наук, 1013, т. 183, № 7, с.673– 718.

2.Климков Ю.М., Майоров В.С., Хорошев М.В. Взаимодействие лазерного излучения с веществом. М.: МИИГАиК, 2014, 108 с. http://miigaik.ru/library.miigaik.ru /20150421131751-4616.pdf

3.Казилин Е.Е., Ролдугин В.И., Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В. Федотов М.А., Волченкова В.А., Тананаев И.Г. Влияние лазерного облучения на морфологию частиц селена в коллоидном растворе. // Перспективные материалы, 2016, № 8, с. 31-36.

4. Кузьмин П.Г., Шафеев Г.А., Воронов В.В., Распопов Р.В., Арианова Е.А., Трушина Э.Н., Гмошинский И.В., Хотимченко С.А. Наночастицы, полученные при лазерной абляции селеновой мишени в воде, и их биодоступность. // Квантовая электроника, 2012, т. 42, № 11, с. 1042 – 1044.

5.Балым Ю. П. Экспериментальная и клиническая фармакология органических и неорганических препаратов селена и эффективность применения их в ветеринарии. Диссертация на соискание ученой степени доктора ветеринарных наук, Воронеж, 2009, 39 с.

****

РАЗРУШЕНИЕ ГРАНУЛ СЕЛЕНА В ВОДНОЙ СРЕДЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОЙ ВИБРАЦИИ

Фолманис Г.Э., Колокольцев В.Н., Коваленко Л.В., Федотов М.А.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
folm@imet.ac.ru

Введение

В начале 60-х годов XX века установление антиоксидантных свойств селена позволили рассматривать его как эссенциальный микроэлемент, необходимый для жизни человека и животных. Основной функцией микроэлемента является защита организма от оксидантного стресса. Для обеспечения физиологических потребностей человека перспективно использование элементарного (нульвалентного) селена в наноразмерном состоянии [1]. При переходе в наноразмерное состояние изменяется ряд фундаментальных характеристик вещества. Из-за высокого соотношения площади поверхности наночастиц к их объему меняются биологические свойства вещества [2]. В состав лекарственных форм, как правило, входят коллоидные растворы биологически активных веществ. Для приготовления таких растворов приемлемы методы диспергирования. Использование этих методов требует тем или иным способом измельчить исходный материал до наноразмермого состояния. Применение нашел метод лазерной абляции [3,4], перспективный технологический процесс, позволяющий строго контролировать образование наноразмерных частиц. Однако, аппаратура для осуществления указанного метода весьма дорога, что препятствует широкому распространению метода лазерной абляции. Использование метода механического диспергирования является альтернативным методом получения наночастиц металлов с использованием воды как экологически чистого растворителя [5,6]. Измельчение в механических установках происходит за счет ударного и истирающего воздействия.

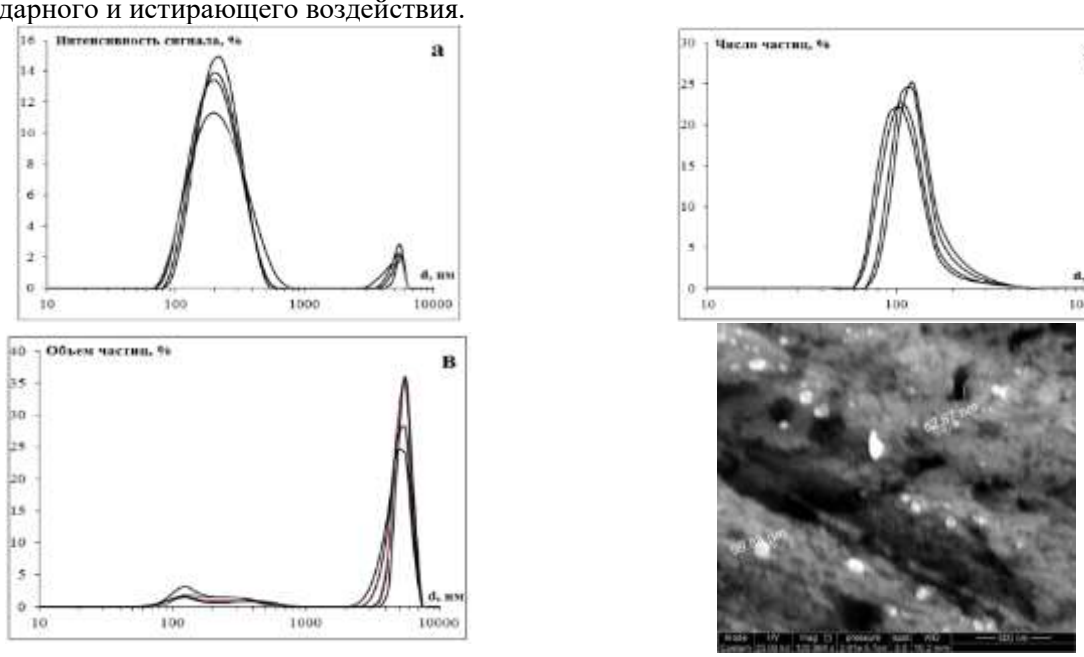


Рис. 1. Распределение частиц селена с учетом интенсивности сигнала (а), количества (б) и их объема (в), микрофотография наноразмерных частиц.

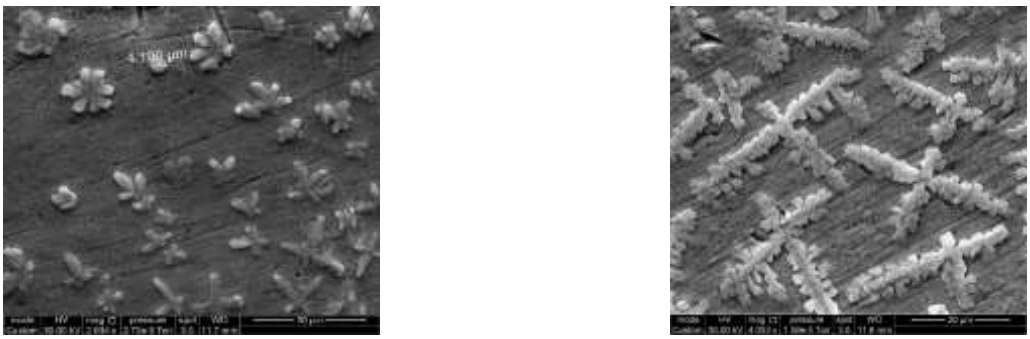


Рис. 2. Микрофотография фрактальных структур, образующихся при выпаривании раствора селена на металлической сетке электронного микроскопа.

Методика эксперимента

В качестве мишени в работе использовался элементарный селен марки ОСЧ (ГОСТ 5.1489-72). Средой распыления являлась бидистиллированная вода (ТУ 6-09-2502-77), причем жидкость принудительно не перемешивалась. В качестве источника механических воздействий применялся вибрационно-полировальный станок Metapolan-2 с частотой вибраций 100 Гц.

Концентрация селена в водном растворе измерялась методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИНП) на приборе «ULTIMA 2» (Horiba Jobin-Yvon, Франция). Распределение частиц по размерам в водной дисперсии и дзета-потенциал частиц селена оценивались методом динамического рассеяния света (ДРС) с помощью прибора ZetasizerNano ZS (Malvern, Великобритания). В результате теплового движения частицы дисперсной фазы в коллоидных системах совершают хаотические движения, изменяя направление ~ 10^{14} раз в секунду. Поэтому на приборе ДРС проводятся несколько последовательных измерений. Микрофотографии частиц селена получены на растровом электронном микроскопе с полевым катодом Quanta 650 FEG (FEI, Нидерланды).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведено распределение частиц селена с учетом интенсивности сигнала (а), количества частиц (б) и их объема (в). На рис. 1 также приведена микрофотография наноразмерных частиц селена. Из распределения частиц по размерам следует, что в коллоидном растворе присутствуют частицы со средним размером ~ 200 нм и осколки более крупных размеров. В это же время на распределении по числу частиц присутствуют пики 100 и 150 нм. В распределении по числу частиц крупные осколки не регистрируются. В распределении с учетом объема частиц присутствуют два пика: со средним размером частиц 200 нм и со средним размером осколков 500 нм. Число осколков мало, но они занимают значительный объем.

При выпаривании раствора на металлической сетке электронного микроскопа образуется ряд фрактальных структур, микрофотографии которых приведены на рис. 2.

Вывод

Под воздействием механической вибрации гранулы селена в водной среде разрушаются, образуя коллоидный раствор, содержащий наночастицы и осколки размером до 500 нм.

Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

Литература

1.Мирошниченко М.В. Изучение закономерностей синтеза и разработка технологии концентрата наночастиц нульвалентного селена для новых профилактических продуктов. Автореферат, Ставрополь, 2013, с. 138.

2.Зотова Е. С. Исследование строения и свойств ультрадисперсных (нано-) порошков на основе меди, магния и железа, обладающих биологической активностью. Автореферат, Москва, 2008, с. 114.

3.Кузьмин П.Г., Шафеев Г.А., Воронов В.В., Распопов Р.В., Арианова Е.А., Трушина Э.Н., Гмошинский И.В., Хотимченко С.А. Наночастицы, полученные при лазерной абляции селеновой мишени в воде, и их биодоступность. Квантовая электроника, 2012, т. 42, № 11, с.1042-1044.

4.Ролдугин В.И., Федотов М.А., Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В., Тананаев И.Г. Формирование водных коллоидных растворов селена и кремния лазерной абляцией. ДАН, 2015, т. 463, № 3, с.304-308.

5.Машков Ю.К., Малий О.В. Материалы и методы нанотехнологии. Омск, 2014, ОмГТУ, с. 134.

6.Ковтун Г.П., Веревкин А.А. Наноматериалы: технологии и материаловедение. Обзор, Харьков, 2010, ННЦ ХФТИ, с. 73.

УДК 620.3

****

РАЗРУШЕНИЕ ГРАНУЛ СЕЛЕНА В ВОДНОЙ СРЕДЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В., Федотов М.А.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия
folm@imet.ac.ru

Введение

Во время ультразвукового диспергирования под действием ударных волн и кавитационных струй твердое вещество переходит в дисперсное состояние. Этот метод позволяет получать высокодисперсные, однородные и химически чистые смеси [1]. На данный момент ультразвуковое диспергирование является актуальным методом получения коллоидных растворов с применением воды в качестве экологически чистой жидкости, что позволяет приготовить растворы для биологического применения [2]. Проводились совместные исследования ИМЕТ РАН, Всероссийского научно-исследовательского и технологического института птицеводства РАСХН и ООО "Биотроф" по получению коллоидного селена лазерной абляцией. Изучалось также влияние коллоидного раствора селена на цыплят-бройлеров. Установлено, что затраты корма на прирост 1 кг живой массы были у опытных цыплят меньше, чем в контроле, что свидетельствовало о более высокой конверсии корма в организме цыплят, получавших селен в коллоидной форме [3]. Аппаратура для осуществления лазерной абляции весьма дорога, что препятствует его широкому распространению. Метод ультразвукового диспергирования является альтернативным методом получения наночастиц металлов и водных коллоидных растворов.

Методика эксперимента

В эксперименте облучению ультразвуком в бидистиллированной воде (ТУ 6-09-2502-77) подвергался элементарный селен марки ОСЧ (ГОСТ 5.1489-72). Источником ультразвука служила ультразвуковая ванна УЗВ-1,3 («Сапфир», Россия), рабочая частота которой составляет 35 кГц при мощности генератора 50 Вт. Анализ концентрации селена в растворе проводился методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИНП). Исследования проводились на приборе АЭС с ИНП «ULTIMA 2» (Horiba Jobin-Yvon, Франция). Распределение частиц дисперсной фазы по размерам в водном коллоидном растворе оценивалось методом динамического рассеяния света (ДРС) с помощью прибора Zetasizer Nano ZS (Malvern, Великобритания). Дзета-потенциал раствора селена в водной среде определялся тем же прибором. Водородный показатель измеряли при помощи прибора pH-метр S220-Kit (Mettler Toledo, Швейцария).

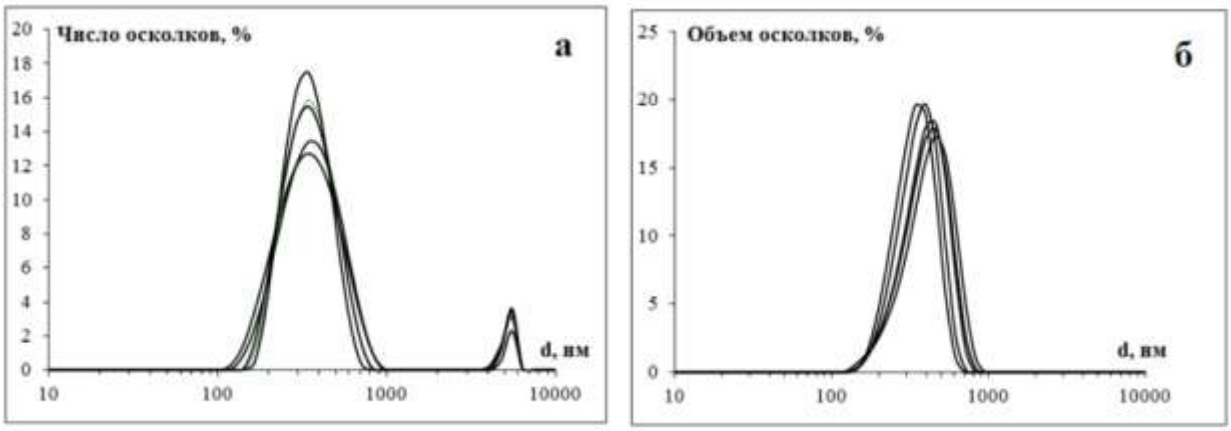


Рис. 1. Распределение числа осколков по размерам с учетом их количества (а) и объема (б).

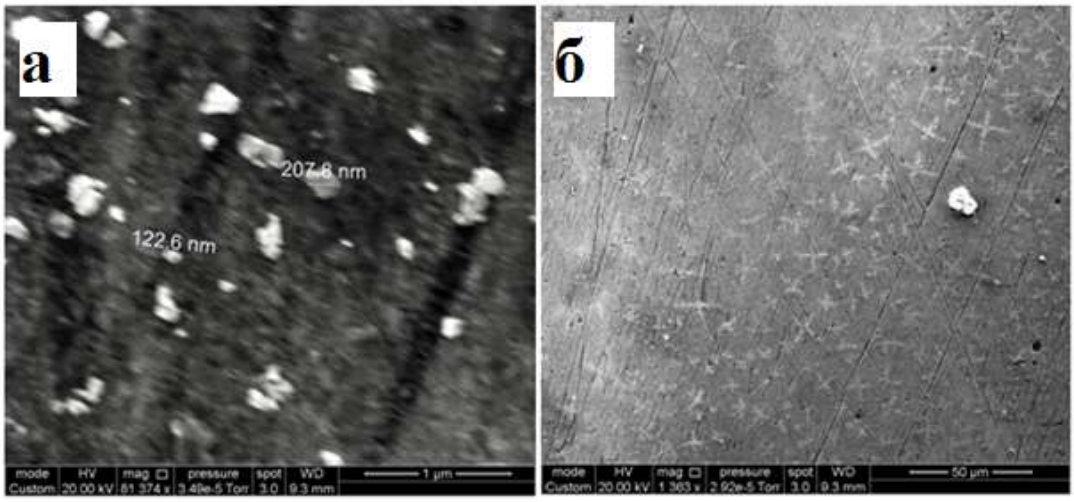


Рис. 2. Микрофотографии частиц селена (а) и обломков произвольного вида (б).

Результаты и их обсуждение

В результате разрушения гранул селена в стеклянном сосуде получены коллоидные растворы, содержащие селен до 5 мкг/литр. Дзета-потенциал осколков селена в водной среде составлял -7,03 мВ. Распределение осколков с учетом их количества (а) и занимаемого ими объема (б) приведены на рис. 1. Из рисунка следует, что средний размер осколков равен ~ 250 нм, вне зависимости от измерения по числу или объему осколков. В то же время рис. 1а свидетельствует о наличии в коллоидном растворе осколков, имеющих размеры, близкие к микрону, их объем незначителен.

Согласно микрофотографиям осколки преимущественно имеют произвольную форму. Подготовка образцов для исследований в электронном микроскопе выпариванием раствора приводит к появлению фрактальных структур в виде дендритов (рис. 2б). Причиной образования подобных структур при ограниченной диффузией агрегации (ОДА) является условие, при котором блуждающие по подложке наночастицы оседают преимущественно на выступах, а не во впадинах. Вероятность роста фрактала высока на выступах и снижается в углублениях. В результате ансамбль наночастиц сомоорганизуется [4,5].

Следует обратить внимание на материал сосуда, в котором селен подвергается облучению ультразвуком. Водородный показатель (pH) исходной бидистциллированной воды равнялся 6,2. Коллоидный раствор, полученный в кварцевом сосуде имел pH равное 6,14, в стеклянном сосуде 5,29, а в пластиковом – 4,92. Также отличались и дзета-потенциалы: -14,2; -7,03; -5,59.

Выводы

Под воздействием ультразвука гранулы селена, помещенные в водную среду, разрушаются с выделением незначительного количества наночастиц и осколков размером до 250 нм.

Разрушение селена в ультразвуковой ванне зависит от материала стенок сосуда, в котором протекает процесс разрушения.

Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

Литература

1.http://www.ligis.ru/effects/technics/67/index.htm.

2.Арипжанова З. Ж. Ультразвуковое диспергирование как метод получения наночастиц металлов. // Сборник материалов IX Международной научной конференции студентов и молодых ученых «Наука и образование - 2014», Астана, 2014, с. 3945- 3949.

3.Никонов И.Н., Фолманис Ю.Г., Коваленко Л.В., Лаптев Г.Ю., Фолманис Г.Э., Егоров И.А., Фисинин В.И., Тананаев И.Г. Биологическая активность наноразмерного коллоидного селена. // ДАН, 2012, том 447, № 6, с. 675-677.

4.Шредер М. Фракталы, хаос, степенные законы. Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001, с. 528.

5.Жабрев В.А., Марголин В.И., Тупик В.А., Аммон Л.Ю., Чу Чонг Шы. Моделирование начальных стадий формирования наночастиц методом ограниченной диффузией агрегации, // http://www.rusnauka.com/5

****

ОКИСЛЕНИЕ ПОРОШКОВ ЦИРКОНИЯ И ЕГО ГИДРИДА В УСЛОВИЯХ ПРОГРАММИРОВАННОГО НАГРЕВА В ВОЗДУШНОЙ СРЕДЕ

Шевченко В. Г.[1], Конюкова А.В. [1], Еселевич Д.А. [1], Афоничев Д.Д. [2], Давыдов В.Ю. [3]

[1] ФГБУН Институт химии твердого тела УрО РАН, ГСП-145
620219 г. Екатеринбург, Первомайская, 91, Россия
[2] Институт проблем сверхпластичности металлов
450001 г. Уфа, Степана Халтурина, 39, Россия
[3] Научно-исследовательский машиностроительный институт
125212 г.Москва, Ленинградское ш., 58, Россия
E-mail: Shevchenko@ihim.uran.ru

В фундаментальных обзорах по структуре и свойствам гидридов металлов [1, 2, 3] были заложены научные основы синтеза и применения этих уникальных материалов. Гидриды металлов нашли широкое применение в качестве эффективных энергоносителей [4], используются в атомной энергетике, аэрокосмической и других областях техники [5]. Большой интерес к ним вызван перспективой использования в качестве источников водорода в мобильных и стационарных устройствах [6]. Особое место занимает применение порошков металлов и их гидридов в качестве горючих при разработке новых составов смесевых ракетных топлив повышенной плотности для расширения возможностей регулирования баллистической эффективности [7-8]. В этом случае интерес к гидридам переходных металлов вызван тем, что при их разложении, выделяющийся водород, увеличивая объем газообразных продуктов в камере сгорания, положительно влияет на величину удельного импульса [9].

Подтверждением этому служат результаты работы [10], в которой на основании расчета оценены энергетические возможности смесевых твердых ракетных топлив, содержащих порошки циркония и его гидрида. В ней [10] показано, что введение в смесевые составы металлического циркония или его гидрида приводит к повышению эффективного удельного импульса и полезной нагрузки ракеты.

В настоящей работе приведены результаты экспериментального изучения окисления на воздухе в условиях программируемого нагрева до 1373 К порошков металлического циркония и его гидрида с целью получения информации о влиянии водорода на характер протекания взаимодействия гидрида с кислородом воздуха.

Методами термогравиметрии (ТГ) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с использованием масс-спектрометрии выделяющихся продуктов, в условиях нагрева на воздухе до 1373 К со скоростью 10 К/мин получены данные о ходе процесса окисления порошка циркония и его гидрида. Установлено снижение удельного тепловыделения при окислении порошка гидрида, что связано с эндотермическим характером разложения и протеканием реакции горения водорода в газообразной фазе. Рентгенодифракционным методом показаны особенности фазообразования в процессе окисления порошков, их связь с реакционной способностью металла и гидрида, морфологией продуктов взаимодействия.

Литература

1.Р.А.Андриевский, Я.С.Уманский. Фазы внедрения. М: Главная редакция физико-математической литературы «Наука»,1977.

2.Р.А.Андриевский Материаловедение гидридов М.: «Металлургия», 1986, 128с.

3.M.P. Puls. The effectof hydrogen and hydrids on the integrity of zirconium alloy components // Enginiringmaterials, 2012.

4.Труды III Международного симпозиума по водородной энергетике. Издательский дом МЭН, Москва, 2009.

5.Internation Symposium «Metal-Hydrogen System. Fundamentals and Applications» (Book of Abstracts) pt. I. II. Moscow State University, Moscow, 2010.

6.W. Grochala. Termal Decomposition of Chemikal Hydrids // Polish J. Chem., 79, 2005, p.1087-1092.

7.Энергетические конденсированные системы.Краткий энциклопедический словарь. Под ред. Акад. Б.П. Жукова, М.: «Янус-К», 2000, с. 595.

8.С.Г. Федоров, Ш.Л. Гуссимов, П.А. Стороженко. Нанодисперсные порошки металлов в энергетических конденсированных системах // Российские нанотехнологии, 2010, № 9-10, с.27-39.

9.В.И. Цуцуран, Н.В. Петрухин, С.А. Гусев. Военно-технический анализ состояния и перспективы развития ракетных топлив // Учеб., -М.: МО РФ, 1999, с. 332.

10.Д.Б. Лемперт, Г.Н. Нечипоренко, Г.Б. Манелис. Энергетические возможности высокоплотных смесевых твердых ракетных топлив, содержащих цирконий или его гидрид // ФГВ, 2011, т. 47, № 1, с. 52-61.

****

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВОССТАНОВЛЕННОГО ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО ПОРОШКА СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ FE-CR-AL

Березина Т. А.[1], Герасимов С.А.[2], Скачков О.А.[1]

ЦНИИчермет им. И. П. Бардина, [2]Россия, МГТУ им. Н. Э. Баумана.

e-mail: bertalex1986@mail.ru

THE INFLUENCE OF THE GRINDING MODES ON THE PHYSICAL PROPERTIES OF THE REDUCED PARTICLES BASED ON FE-CR-AL ODS ALLOYED POWDER.

Berezina T.A., Gerasimov S.A., Skachkov O.A.

In this article presented the results of influence on the grinding conditions in a high-energy mill of “Attritor” type on granulometric composition, specific surface area and shape of the particles based on Fe-Cr-Al ODS (oxide dispersion strengthened) alloyed powder.

Создание промышленной технологии получения высокожаростойких порошковых дисперсно-упрочненных ферритных сталей плотностью менее 7,3 г/см^3 для рабочих температур 1000 – 1400 °С позволит обеспечить качественно новыми конструкционными материалами авиационное и энергетическое газотурбостроение.

Одним из наиболее значительных достижений порошковой металлургии жаропрочных сплавов явилось усовершенствование методов получения порошков, что в сочетании с новыми процессами компактирования и термомеханической обработки позволило в широких пределах регулировать структуру и свойства сплавов.

Исследование влияния режимов измельчения проводили на порошках, полученных методом совместного восстановления смеси окислов (или смеси окислов и металлических порошков) гидридом кальция. Метод был разработан во ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина».

Методом совместного восстановления был получен порошок ферритной стали с содержанием хрома 18-25 % и алюминия 4,8-6,0 % (по массе). Частицы порошка имеют развитую поверхность и губчатую форму (рисунок 1).

Для получения дисперсно-упрочненного порошка применялся метод механического легирования. Процесс осуществлялся в лабораторной мельнице типа «Аттритор» с непосредственным введением в шихту дисперсной фазы Y_2O_3 (в объеме 2,5 %), что позволит снизить вероятность вхождения фазы-упрочнителя в состав твердого раствора матрицы.

Обработку порошков проводили в среде аргона с шаровой нагрузкой (отношение массы шаров к массе порошка) 5:1. Масса загружаемого порошка составляла 50 кг. Время обработки варьировали от 5 до 15 часов. Скорость вращения вала аттритора выдерживали в интервале 205-210 об/мин.

На рисунке 1 представлен образец восстановленного порошка сплава на основе Fe-Cr-Al без обработки в аттриторе. Частицы порошка имеют развитую поверхность и губчатую форму. Для порошков характерна неправильная форма частиц, разветвленная поверхность и высокая пористость.

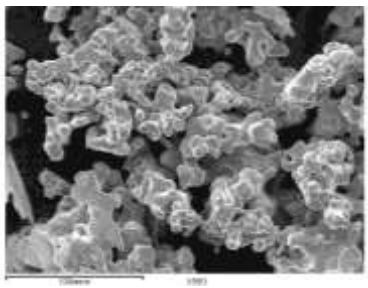
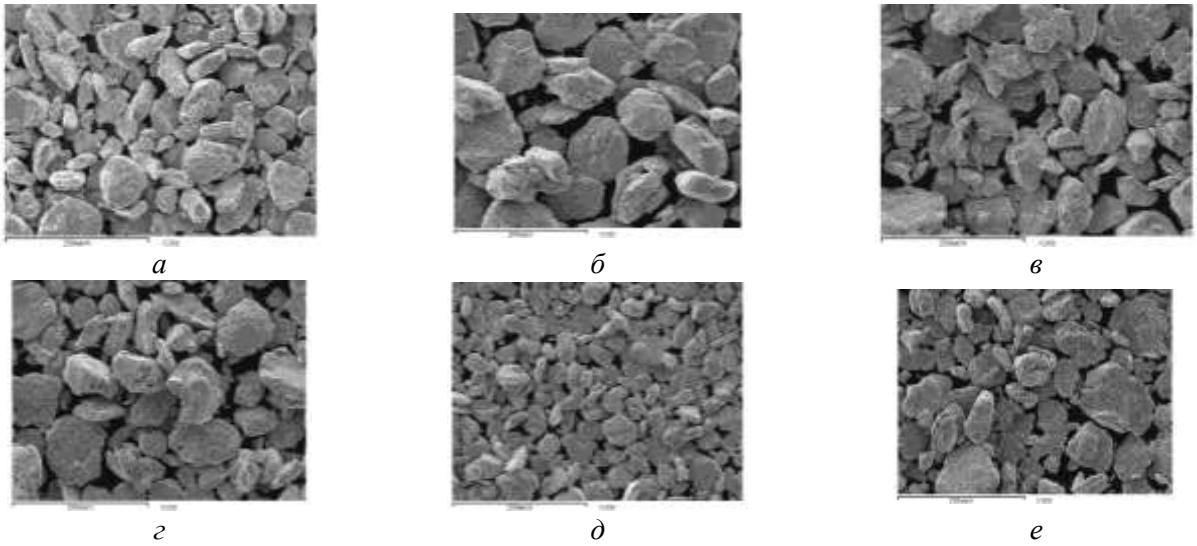


Рис. 1. Форма частиц восстановленного порошка сплавана основе Fe-Cr-Al.



а *б* *в*

г *д* *е*

Рис. 2. Форма частиц восстановленного порошка сплава на основе Fe-Cr-Al после обработки в аттриторе с вертикальной осью

а – в течение 5 часов; б – в течение 8 часов; в – в течение 9 часов; г – в течение 10 часов; д – в течение 12 часов; е – в течение 15 часов.

На рисунке 2 (а, б, в, г, д, е) представлены образцы восстановленного порошка сплава на основе Fe-Cr-Al после обработки в аттриторе с различными временными режимами. Из рисунков видно, что в результате аттриторной обработки поверхность частиц измельченных порошков сглаживается, они приобретают более плоскую форму, образуясь в результате многократного наслоения «чешуйчатых» осколков исходных частиц.

Рентгенофазовый анализ восстановленного порошкового сплава на основе Fe-Cr-Al показал, что он имеет однофазную структуру α-Fe твердого раствора с периодом решетки а = 2,887 Å. Изучение фазового состава порошка сплава на основе Fe-Cr-Al после аттриторного измельчения в течение различного времени показало, что процесс длительного измельчения не приводит к фазовым изменениям. Фазовый состав измельченного порошка, так же как и исходного, представляет собой α-Fe твердый раствор с периодом решетки а = 2,887-2,889 Å.

Зависимость микронапряжений в порошках (съемки прпрофилей рентгеновских дифракционных линий с монохроматизированным CoK_{α}-излучением) в зависимости от времени показала, что начиная с 9 часов измельчения, значение микронапряжений в порошке начинает выходить на насыщение.

Введение оксида иттрия в количестве 2,5 об. % в порошки сплава при обработке в аттриторе не приводит к изменению размеров блоков и уровня микроискажений в измельченных порошках.

Средний размер частиц восстановленного порошка составляет ≈ 132 мкм, причем 90 % частиц порошка имеют размер менее 276 мкм, и 10 % частиц имеют размер менее 43 мкм.

Основная масса измельченных порошков (86 – 88 %) имеет размер частиц 10 – 55 мкм, в то время как средний размер частиц исходных порошков составляет 110 – 120 мкм, что говорит о большой степени измельчения порошков.

Примерно одинаковый гранулометрический состав получается при измельчении в течение 5 и 8 часов (D50 ≈ 78 мкм), 9 и 10 часов (D50 ≈ 72 мкм), 12 и 15 часов (D50 ≈ 68 мкм), где D50 – средний размер частиц.

При исследовании влияния различного времени измельчения получены числовые значения среднего размера порошков из расчета среднего арифметического нескольких измерений и удельной поверхности. Видно, что уже после пятичасовой обработке в аттриторе развитость поверхности частиц порошка уменьшается, что ведет к резкому снижению удельной поверхности (с 0,319 до 0,096 $м^2/г$). Величина удельной поверхности постепенно увеличивается при увеличении времени измельчения, что связано с постепенным уменьшением размера частиц порошка.

Технология получения дисперсно-упрочненных восстановленных порошков в высокоэнергетических мельницах типа «Аттритор» может быть использована для получения сплавов ферритных сталей.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2

Богданова Е.А., Скачкова О.В., Скачков В.М., Сабирзянов Н.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: chemi4@rambler.ru

THE COMPOSITION INFLUENCE INVESTIGATION ON STRENGTH OF COMPOSITE MATERIAL $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2

E.A. Bogdanova, O.V. Skachkova, V.M. Skachkov, N.A. Sabirzyanov

Works on the creation of composite materials HAP–CaF_2 were carried out. The effect of various factors (phase composition, heat treatment) on the features of composite material formation and its strength characteristics has been studied.

В медицинской практике для замены и восстановления костной ткани (эндопротезы в травматологии и ортопедии, пломбировочные материалы в стоматологии, имплантаты в челюстно-лицевой хирургии, медико-косметические средства) широко используются биоматериалы на основе фосфатов кальция, главным образом гидроксиапатит (ГАП), состава $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$. Особенно популярностью пользуются биокерамические материалы. Недостатком биокерамики на основе ГАП является низкая механическая прочность [1]. Повысить прочность и трещиностойкость ГАП возможно введением армирующих добавок (CaF_2, SiO_2, TiO_2, ZrO_2, Al_2O_3 и др.).

Целью данной работы было изучение структуры и свойств композиционных материалов $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2, выявление особенностей химического взаимодействия ГАП с армирующей добавкой при термической обработке, ее влияние на структуру и свойства материала. Был осуществлен механохимический синтез композиционных материалов на основе ГАП [2] с добавлением фторида кальция (10, 15 и 20 масс.% CaF_2). Изучено взаимодействие в системе $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2 в широком интервале температур (25-1000°С).

Методом РФА установлено, что при температуре выше 200°С происходит взаимодействие в системе с образованием фазы фторапатита $Ca_{10}(PO_4)_6F_2$, не сопровождающееся выраженными термическими эффектами. Оценено влияние фазового состава, количества вводимой добавки и температуры отжига на линейную усадку, поверхностные характеристики (площадь удельной поверхности, пористость), дисперсность, морфологию и прочность композитов $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2. Результаты РФА и измерения микротвердости методом Виккерса указывают, что образование фторапатита и его совместное присутствие с ГАП в составе образца способствует увеличению прочности материала (рис. 1).

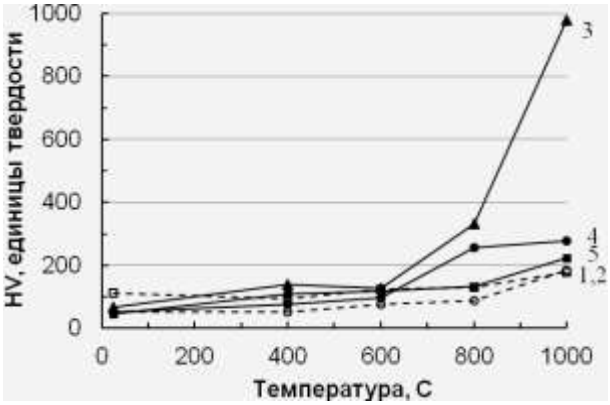


Рис. 1. Изменение микротвердости образцов в зависимости от температуры отжига: 1 - CaF_2; 2 - $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$; 3 - $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–15%CaF_2; 4 - $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–10%CaF_2; 5 - $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–20%CaF_2

Сопоставление данных СЭМ, дисперсного анализа, измерения удельной поверхности подтвердило наличие равномерной плотной структуры с высокой степенью кристалличности. Выбрано оптимальное количество армирующей добавки CaF_2 (15 масс.%), обеспечивающее получение плотного и прочного композиционного материала.

Литература

1.Баринов С.М., Комлев В.С. Биокерамика на основе фосфатов кальция. Москва: Наука. 2006. 204 с.

2.Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Патент РФ № 2406693. 2010.

****

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПОРИСТОГО НИКЕЛЯ НА ОСНОВЕ КОНСОЛИДАЦИИ НАНОЧАСТИЦ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Гнедовец А.Г., Зеленский В.А., Анкудинов А.Б., Судьин В.В., Алымов М.И.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

e-mail: agg@imet.ac.ru

FABRICATION OF HIGHLY POROUS NICKEL ON THE BASIS OF NANOPARTICLE CONSOLIDATION BY POWDER METALLURGY METHODS

Gnedovets A.G., Zelenskii V.A., Ankudinov A.B., Sudin V.V., Alymov M.I.

Porous supports for catalysts based on the consolidation of Ni nanoparticles using pore forming agents such as ammonium bicarbonate (NH_4HCO_3) or sodium chloride (NaCl) by powder metallurgy methods are obtained. The use of nickel powders of a nanoscale range made it possible to create a developed surface coated with agglomerates of Ni nanoparticles along with micron-sized pores created by a pore forming agent. Depending on the sintering regime in the temperature range 700-900 °C and nickel powder - pore forming agent volume ratio 40/60-20/80, samples (tablets) with an open porosity of 49-67% were fabricated.

Пористый никель применяется во многих технических приложениях, таких как газофазный гетерогенный каталаз в пористых мембранных реакторах, синтез водорода, в твердотельных топливных элементах. В ряде публикаций описано получение высокопористых никелевых материалов методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [1], проката [2], электрохимической обработки [3], химического осаждения в растворах [4] и др. В настоящей работе сообщается о получении пористых носителей для катализаторов на основе консолидации наночастиц никеля с использованием порообразователей (ПО) методами порошковой металлургии.

При создании пористых образцов использовался полученный методом взрыва проволоки нанопорошок никеля со средним размером частиц 68 нм и измельченные до 40 мкм порообразователи – бикарбонат аммония (NH_4HCO_3) или хлористый натрий (NaCl). Выбор указанных порообразователей обусловлен тем, что бикарбонат аммония термически нестоек и при нагревании разлагается на аммиак, углекислый газ и воду, а хлорид натрия хорошо растворяется в воде.

Объемная доля порообразователей в исходных порошковых смесях для прессования варьировалась в пределах 60-80 об.%.

Образцы прессовались в цилиндрической матрице с внутренним диаметром 27 мм при давлении 300 МПа. Высота прессовок составляла 10-12 мм. Полученные прессовки спекались в потоке водорода в интервале температур 700-900 °С в течение 120 мин.

Порообразователи удалялись из изделий разными методами. Гидрокарбонат аммония отгонялся перед спеканием из спрессованных образцов в потоке аргона по следующему режиму: нагрев 120 мин до температуры 120 °С, далее – выдержка при этой температуре 120 мин. Хлорид натрия вымывался из образцов после спекания посредством кипячения образцов в воде.

Исследования структуры пористого никеля проводились на растровом электронном микроскопе LEO 430i (Carl Zeiss, Германия) в режиме детектирования вторичных электронов при ускоряющем напряжении 20 кВ. Плотность изделий и их открытую пористость определяли методом гидростатического взвешивания в воде. Структурные характеристики полученных образцов пористого никеля представлены в Таблице 1.

Таблица 1. Свойства пористого никеля для разных условий получения.

№	Состав исходного порошка Ni/ПО, об.%/об.%	Плотность образца, г/см^3	Относительная плотность, %	Открытая пористость, %	Закрытая пористость, %	Температура спекания, °С
Порообразователь (ПО) – бикарбонат аммония NH_4HCO_3:						
1	40/60	3.99	44,8	52,0	3,2	700
2	30/70	2,93	33,0	66,0	1,0	700
3	20/80	2,82	31,6	65,8	2,6	900
Порообразователь (ПО) – хлорид натрия NaCl:						
4	40/60	3,42	38,4	48,6	13,0	700
5	30/70	2,54	28,5	65,1	6,4	700
6	20/80	2,86	32,2	66,6	1,2	900

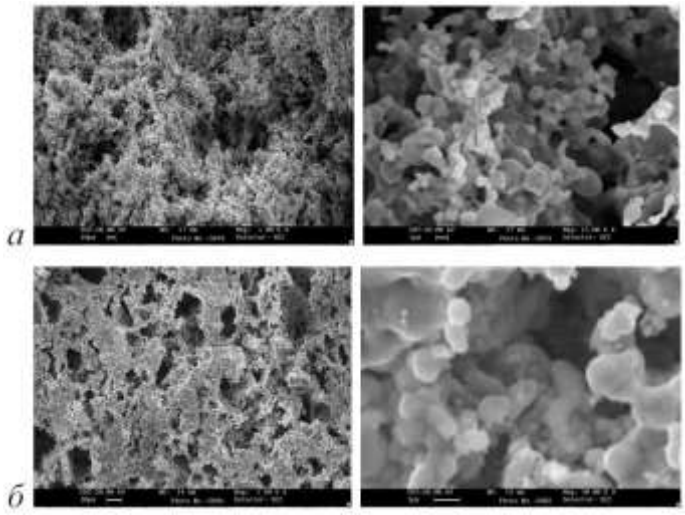


Рис. 1. РЭМ-изображения при разных увеличениях структуры пористого Ni, полученного с использованием порообразователей: а – NH_4HCO_3 (образец 2), б – NaCl (образец 5).

В отличие от известных способов в качестве исходного материала для создания высокопористых образцов использовались порошки никеля наноразмерного диапазона. Это позволило наряду с порами микронных размеров, формируемыми порообразователем, создать развитую поверхность, покрытую агломератами наночастиц Ni. Микрофотографии сколов пористых образцов Ni показаны на рис. 1 *а, б*.

Таким образом, показано, что методами порошковой металлургии возможно создание объемных высокопористых никелевых материалов с развитой структурой порового пространства на

основе предварительного прессования смесей нанопорошков металла и порообразователей с последующим спеканием и удалением порообразователей.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 17-03-00337-а.

Литература:

1. Федотов А.С., Антонов Д.О., Уваров В.И. и др. Синергетический эффект в процессе углекислотного риформинга метана на пористых керамических Ni–Co-мембранах. Доклады Академии наук. 2014. Т. 459. № 3. С. 309-311.

2. Сабирова З.А., Данилова М.М., Зайковский В.И. и др. Никелевые катализаторы на основе пористого никеля для реакции паровой конверсии метана. Кинетика и катализ. 2008. Т. 49. № 3. С. 449-456.

3. Cai J., Xu J., Wang J., et al. Fabrication of three-dimensional nanoporous nickel films with tunable nanoporosity and their excellent electrocatalytic activities for hydrogen evolution reaction. International Journal of Hydrogen Energy, 2013. V. 38(2). P. 934-941.

4. Sun T., Zhang C., Chen J., et al. Three-dimensionally ordered macro-/mesoporous Ni as a highly efficient electrocatalyst for the hydrogen evolution reaction. Journal of Materials Chemistry A, 2015. V. 3(21). P. 11367-11375.

****

СПОСОБЫ УВЕЛИЧЕНИЯ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕДНОГО ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПОРОШКА

Денисова А.Г.

Россия, ФГОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», aliona.denisova.tlt@gmail.com

METHODS OF INCREASING THE SPECIFIC SURFACE OF ELECTROLYTIC COPPER POWDER

Denisova A.G.

Metal powders are widely applied in chemical industry as the catalyst. This work presents a technique for obtaining electrolytic copper powder with a specific surface several times exceeding the known powder in accordance with GOST 4960-2009. It is shown that the method of chemical etching allows to increase in addition the specific surface of powder twice, and a method of heat treatment changes its phase structure.

Металлические порошки находят все большее применение в различных отраслях народного хозяйства, в частности в химической промышленности в качестве катализатора. Медь является распространенным каталитически активным элементом и входит в состав многих катализаторов. Так, например, в работе [1] показано применение медьсодержащих катализаторов в реакции получения метанола из синтез-газа. На сегодняшний день разработан ряд комплексных катализаторов на основе меди, которые участвуют в синтезе анилина. Из известных интерес и спрос представляет запатентованный японской фирмой Sumitomo способ получения анилина на медь-хромовом катализаторе. В процессе получения катализатор изначально представляет собой высушенный порошок, который затем формируют в таблетки размерами (5х5) мм [2]. Известно, что катализ относится к поверхностным явлениям, поэтому одним из основных требований к катализаторам является наличие у них развитой поверхности. Увеличение удельной поверхности можно добиться различными подходами: химическое травление [3], термическая обработка [3], а также в процессе электроосаждения с образованием так называемых вискерных структур [4] и с образованием дефектных кристаллов меди [3]. Для увеличения удельной поверхности медного порошка нами были выбраны метод химического травления и термической обработки.

Целью настоящей работы являлось получение медного электролитического порошка с высокой удельной поверхностью. Для этого использовались следующие технологические подходы: электроосаждение, химическое травление и (или) термическая обработка.

Одним из наиболее распространенных способов получения медного порошка является электролитический метод, описанный в ГОСТ 4960-2009. Порошок при этом имеет удельную поверхность от 0,1 до 0,17 $м^2/г$. Нами для получения медного порошка также был выбран метод электроосаждения из раствора сернокислого электролита следующего состава: $CuSO_4*5H_2O$ – 250 г/л,

H_2SO_4 – 90 г/л, бидистиллят. В качестве катода-подложки использовалась никелевая сетка, в качестве анода – медная пластина, электрод сравнения – медная проволока. Электроосаждение осуществлялось при комнатной температуре с помощью потенциостата - гальваностата Elins P150G в потенциостатическом режиме (перенапряжение 0,7-0,8 В, время 8-10 минут). Электроосажденные частицы меди удалялись с поверхности подложки механическим воздействием или ультразвуком.

Микрофотографии частиц порошка, полученные при помощи сканирующего электронного микроскопа, показали, что при данных режимах на подложке наблюдаются сложные образования размером от 50 до 350 мкм, состоящие из микрокристаллов меди сферической формы диаметром от 4 до 9 мкм (Рис.1 а, б). Удельная поверхность такого порошка, измеренная методом низкотемпературной газовой адсорбции (газ-адсорбат азот), рассчитывалась по методу БЭТ и составила (4,9±0,4) $м^2/г$, что примерно в 20 раз больше, чем для порошка, полученного по ГОСТу 4960-2009.

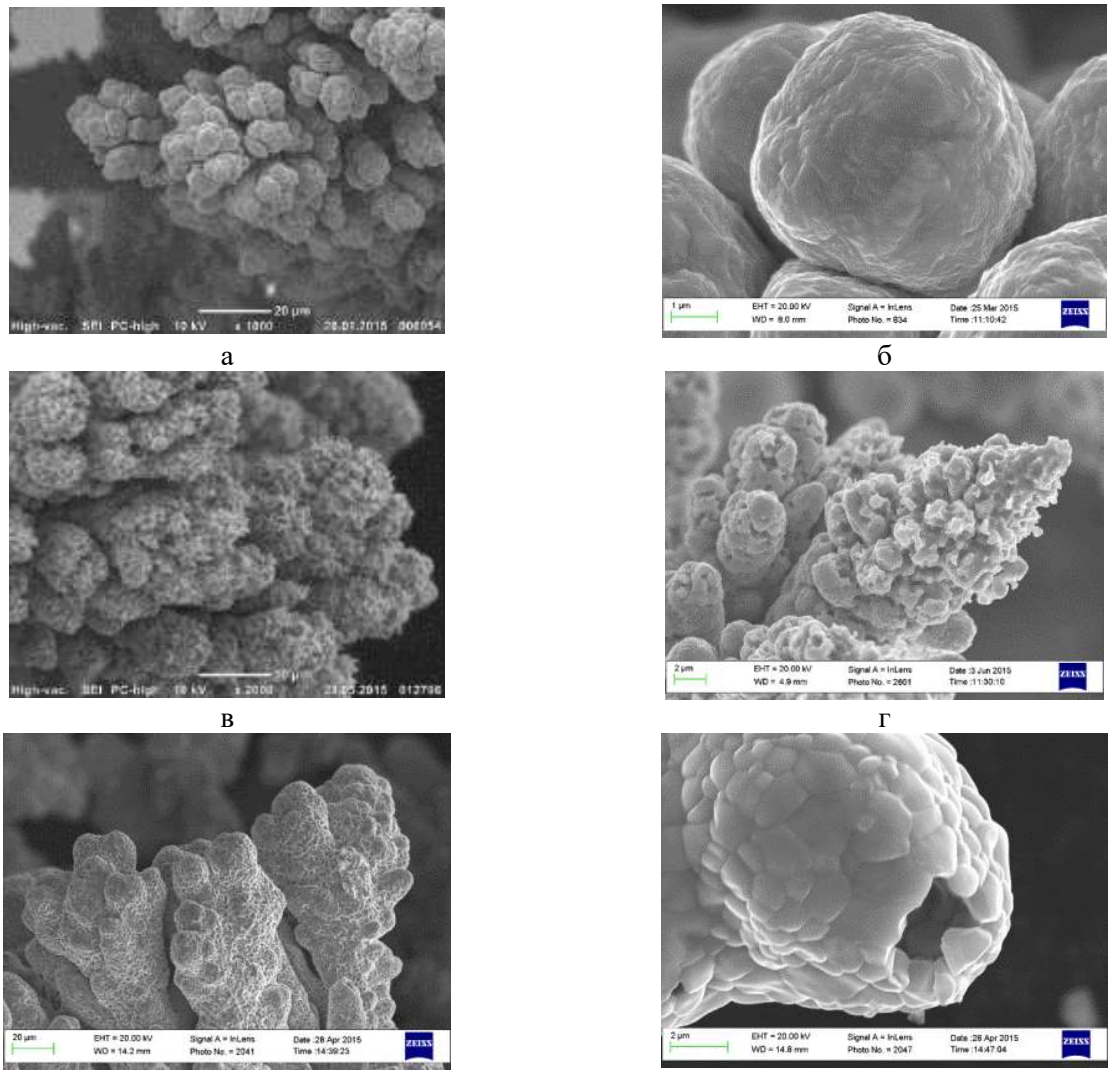


Рисунок 1 – СЭМ исследования подложки после электроосаждения (а, б); исследования порошка после химического травления (в, г), после термической обработки (д, е)

Дальнейшее увеличение удельной поверхности медного порошка осуществляли двумя способами.

Первый – химическим травлением. Для этого использовался раствор, содержащий HCl – 115 мл, $FeCl_3$ -7 г, 100 мл бидистиллята. Травление медного порошка проводилось в интервале времени от 1 до 3 минут при комнатной температуре. Электронномикроскопические исследования показали,

что в результате травления поверхность частиц приобрела гофрированный рельеф, состоящий из наноразмерных конусов (Рис. 1 в, г), а удельная поверхность такого порошка увеличилась до (7,2 ± 0,2) $м^2/г$.

Второй – термической обработкой электролитического порошка меди. Термообработка полученных образцов проводилась в муфельной печи (ПМ-700п) при режиме: нагрев 755 °С, выдержка 1 час (среда-воздух). Анализ микрофотографий показал (Рис. 1 д, е), что поверхность сложных образований стала нанопористой, а внутри отдельных кристаллов в крупных образованиях появились полости. Рентгенофазовый анализ показал, что в процессе термической обработки мы получили порошок из оксида меди (II). Удельная поверхность такого порошка составила (5,3±0,1) $м^2/г$.

Таким образом, в ходе исследований был получен медный электролитический порошок, имеющий развитую поверхность, превышающую в 20 раз значение порошка по ГОСТу 4960-2009, а применение метода химического травления позволяет увеличить площадь его удельной поверхности примерно в 2 раза. Термообработка такого медного порошка не приводит к существенному увеличению его удельной поверхности, но позволяет получить порошок другого фазового состава, в частности оксида меди (II).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517 а

Литература

1. Бочкарева В.В. Катализаторы получения метанола из синтез-газа / В.В. Бочкарева, Т.Н. Волгина // Химическая промышленность сегодня. – 2011. - №9 – С. 18-23.

2. Восстановление нитробензола в псевдоожиженном слое катализатора [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://e-him.ru/?page=dynamic&section=60&article=1100. - (Дата обращения 27.03.2017).

3. Грызунова Н.Н., Викарчук А.А. К вопросу об увеличении удельной поверхности металлических катализаторов и носителей для них // Новости материаловедения. Наука и техника. - 2015. - № 1. - С. 6.

4. Денисова А.Г., Грызунова Н.Н. Альтернативный способ получения вискерных структур меди / А.Г. Денисова, Н.Н. Грызунова // Научный альманах. - 2015. - № 6 (8). - С. 120-124.

*****

свойствами. Процессы формирования проницаемых функциональных металлических и металлокерамических структур с градиентной пористостью для интенсификации газофазных гетерогенно-каталитических реакций недостаточно изучены. Свойства функциональных материалов непосредственно зависят от их микроструктуры. Дефекты объема (пустоты) происходящие во время синтеза материалов, обычно не желательны. Однако они могут быть использованы на практике в определенных функциональных материалах. У пористых структурированных материалов есть широкий спектр возможного применения в областях, таких как разделение, катализ, преобразование и аккумуляция энергии, направленная доставка лекарственных средств, и т.д.

Формирование высокопористых структурированных материалов методами порошковой металлургии представляет собой фундаментальную проблему и сложную технологическую задачу, поскольку основные физико-химические закономерности процесса создания градиентной структуры пор в настоящее время практически не исследованы. Научный интерес фундаментального характера представляет определение физико-химических механизмов формирования градиентной пористости в синтезируемых металлических порошковых материалах и усиления реакционной активности таких структур по отношению к окружающим газовым и жидким средам. Практический интерес связан с рядом перспективных приложений в области технологий и биомедицины. Накопленный экспериментальный и теоретический материал, его анализ и заключения о механизмах формирования градиентных пористых структур материалов на основе порошков металлов будут способствовать правильной оценке роли физико-химических процессов, которые влияют на функциональные свойства разрабатываемых структур.

В ходе работы исследованы различные методы формирования пористой структуры с высоким значением объемной доли пор и с регулируемой величиной пор при прессовании и спекании металлических порошков различного состава (никель, кобальт, их смеси). Проведена разработка методов формирования пористых материалов, различающихся по таким структурным параметрам как общая объемная доля пор, характер распределения пор по размеру и по объему образца (равномерный или градиентный, упорядоченный или неупорядоченный), соотношение открытых и закрытых пор и т.д. В качестве одного из методов создания пористой структуры в материале использован метод введения в смеси порообразователей, при этом варьировались их дисперсный состав и режимы формирования пор. Структуру полученных материалов исследована методами рентгеноструктурного анализа и методами электронной микроскопии. Пористость определена методами металлографии, электронной микроскопии.

Спекание по различным механизмам приводит к росту плотности материала и росту перешейка между частицами. Выявление механизмов, приводящих к росту перешейка между частицами без роста плотности, позволит увеличить прочность материалов при достижении высокой пористости.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, проект 17-03-00867.

****

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ КОНСОЛИДАЦИИ ПОРОШКА В МЕТОДЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Барахтин Б.К., Васильева О.В., Жуков А.С., Кузнецов П.А.

Россия, НИЦ "Курчатовский институт"-ЦНИИ КМ "Прометей", npk3@crism.ru

Boris Barakhtin, Olga Vasil'eva, Anton Zhukov, Pavel Kuznetsov

The chemical and structural heterogeneity of steels, obtained by selective laser melting (SLM) of powder raw materials, is investigated. An increase in the strength parameters of the SLM material with increasing laser power is established. The possible interrelation between the strength of SLM steels with the conditions of crystallization and the morphology of the crystallizing phase, as well as with the distribution of chemical elements, is indicated. According to atomic force microscopy in a single-phase SLM material, high distortions (3rd kind) of the crystal lattice at the atomic level are assumed.

Селективное лазерное сплавление порошков производилось на установке EOSINT M270. Порошки сплавлялись при мощностях 175, 185, 190 Вт и скоростях сканирования 600, 650, 700, 750, 800 мм/с. Толщина сплавляемого слоя порошка составляла 40 мкм. В качестве исходного сырья

использованы порошки с химическим составом, отвечающим распространенной марке нержавеющей стали без полиморфных превращений 03Х16Н15М3.

При консолидации порошковых агрегатов одной из основных задач является достижение хорошей связи между частицами при условии подавления роста зерен. В технологии локального лазерного спекания в объемах концентрации энергии луча происходит квазипериодическое расплавление и кристаллизация материала. При этом затвердевание структур начинается от мест с минимальной свободной энергией. При сплавлении частиц самой энергетически выгодной формой является система «сфера-сфера».

Для оценки структуры и механических свойств были спроектированы модели образцов для стандартных механических испытаний на одноосное растяжение и динамический изгиб.

Механические испытания одноосным растяжением показали, что значения пределов текучести и прочности спеченных образцов превышают типовые механические параметры монолитных образцов аналогичного химического состава.

Было выдвинуто предположение, что твердость спеченных композиций является результатом взаимодействия атомов в зонах расплавления и затвердевания контактирующих частиц, а мощность лазера обеспечивает активацию взаимодействия и подвижность диффузантов.

С целью установления возможных структурных изменений проведены металлографические исследования с использованием зондовых средств анализа. После электрохимического травления в 10% водном растворе щавелевой кислоты внутри зерен зафиксированы следы межслойной ликвации в виде турбулентных завихрений в полосах разной тоновой насыщенности, вызванных конвективной миграцией (массопереносом) атомов металла (рис.1).

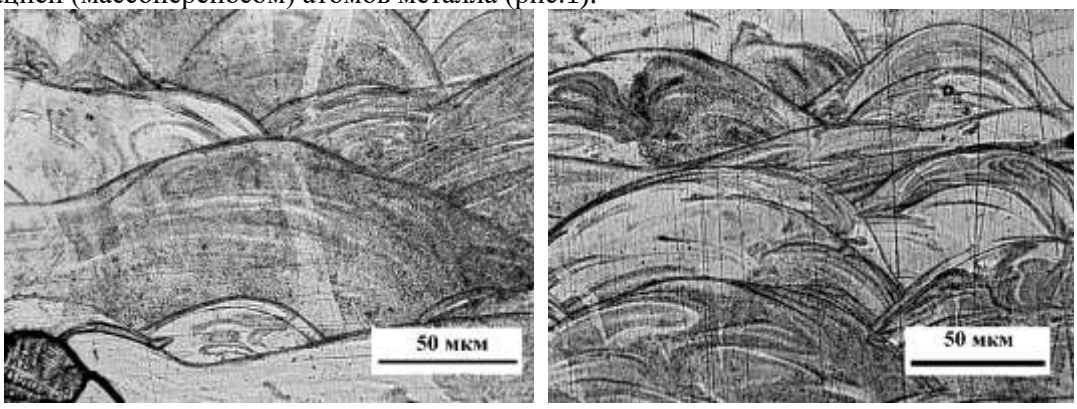


Рис.1 Типовые изображения структур после селективного лазерного спекания порошка стали 03Х16Н15М3, полученные в лучах света. Сквозь изображения зерен местами различимы следы кристаллизации (кристаллы дендритов).

Сквозь изображения зерен местами различимы следы кристаллизации (кристаллы дендритов), которые вырастали по направлению [100] наибольшего температурного градиента, т.е. перпендикулярно к изотермам затвердевания. Некоторые из частиц рассечены микротрещинами, свидетельствующими о высоких градиентах упругих напряжений вследствие быстрого охлаждения частиц. Выявленные структурные изменения позволяют предположить, что сцепление слоев оплавляемого порошка инициировалось со стороны более холодных пластов и происходило механизмом эпитаксии за счет когерентно ориентированных групп атомов из слоев оплавления при температурах ~0,5 Тпл. (Т пл – температура плавления материала).

Строение зон эпитаксии кристаллографически совершенно и не различимо в лучах дифрагированных обратно рассеянных электронов, но обозначает границу траектории перемещения объема оплавления в нестационарных условиях кристаллизации. Вследствие когерентности и малой толщины, зона эпитаксии характеризуется высокой жесткостью.

В пределах отдельных частиц зафиксированы кристаллы стержневого вида длиной до 3 мкм и шириной менее 0,5 мкм, которые в лучах вторичных электронов различаются контрастом: светлые участки содержат атомы с большим атомным весом, темные участки обогащены атомами с малым атомным весом.

В местах локального анализа химического состава у готовых изделий полученные данные указывают на существенные отличия в концентрациях химических элементов по сравнению с исходной порошковой композицией.

Согласно тройным изотермам в Fe-Ni-Cr композициях возможны сложные структурно-фазовые переходы, инициированные концентрационными неоднородностями. Локальное сосредоточение атомов одного типа способствует образованию ликвационных границ раздела, способных влиять на прочность материала. Особо обращает на себя внимание концентрационная неоднородность в распределении хрома как одного из мощных карбидообразующих элементов, определяющих прочностные и пластические свойства металлов посредством формирования упрочняющих частиц. Можно предположить, что при быстром охлаждении расплавленного металла вблизи границ раздела разной природы концентрационные неоднородности химических элементов станут центрами кристаллизации разного масштаба в последовательности: «метастабильная фаза → кластер → наночастица».

Повышение температуры кристалла заключается в возрастании теплового движения (колебания, вращения, перескоки) атомов и молекул и дает начало преобразованиям, тенденцией которых является повышение симметрии с ростом температуры.

Воздействие температуры скалярно, поэтому термическая деформация кристалла определяется его структурой и описывается симметрическим тензором второго ранга.

Ангармонизм термических колебаний атомов ведет к увеличению межатомных расстояний, т. е. к термическому расширению. Более ангармоничные колебания с большими амплитудами, т. е. с менее прочными химическими связями, влекут большее термическое расширение.

Можно заключить, что в сравнении с литым металлом более высокая прочность сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления порошка, обусловлена особенностями внутреннего строения, которое формировалось в термодинамически неравновесных условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда по направлению «Проведение фундаментальных и поисковых исследований по приоритетным тематическим направлениям исследований» (проект № 15-19-00210).

Список литературы:

1. Sedlaka J., Rican D. Study of Materials Produced by Powder Metallurgy Using Classical and Modern Additive Laser Technology // Procedia Engineering, 2015.- №100.- P.1232-1241.

2. Шишковский И.В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения. СПб.: Питер, 2016.- 400 с.

3. Campanelli S.L., Contuzzi N., Angelastro A., Ludovico A.D. Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting Process // New Trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems, 2010.- №13.- P.233-252.

4. Барахтин Б.К., Вознюк А.В., Деев А.А., Жуков А.С. Структурно-механическое состояние аддитивного материала в условиях горячей пластической деформации // Деформация и разрушение материалов, 2016.- №4.- С.22-32.

****

РОЛЬ СОВРЕМЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ В ПОЛУЧЕНИИ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Zolotukhin V.I., Gvozdev A.E., Andronova K.A.

Золотухин В.И., д-р. техн. наук, генеральный директор ООО НПП «Вулкан-ТМ»; профессор каф. СЛиТКМ, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, г. Тула, e-mail: viz101@inbox.ru.

Гвоздев А.Е., д-р техн. наук, профессор каф. технологии и сервиса, ТГПУ им. Л.Н. Толстого, Россия, г. Тула, (e-mail: technology@tspu.tula.ru)

Андронова К.А., магистрантка каф. ТСППиУП, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, г. Тула, (e-mail: apir-konf@rambler.ru)

The article includes features out-of-furnace processing of metal and new design blowing systems and wire feeding machines produced by SME «Vulkan-TM»

На современном этапе развития отечественных сталелитейных производств сохраняется тенденция расширения возможностей способов внепечной обработки за счет инновационных процессов в создании огнеупорных и вспомогательных материалов, в частности, благодаря

серьезному прогрессу в области производства огнеупоров повышенной стойкости (футеровка сталеразливочного ковша, продувочные пробки и т.п.).

Комплексное решение задач по совершенствованию методов внепечной обработки и рафинирования металлургических расплавов на протяжении последнего десятилетия доказало наибольшую эффективность по сравнению с поэтапной модернизацией отдельных единиц технологического оборудования. Так на протяжении существенного периода времени стремительное появление на рынке и внедрение донных продувочных фурм различных модификаций и производителей не способно было в полной мере реализовать требуемый уровень качества внепечной обработки, так как существующее оборудование по подаче порошковой проволоки в ковш не позволяло обеспечить скоростные режимы и точность дозирования проволоки.

Научно-производственное предприятие «Вулкан-ТМ» (г. Тула), чья продукция широко известна в металлургической и литейной отраслях промышленности, в рамках комплексного решения задач повышения эффективности методов внепечной обработки и разливки стали реализовало качественный скачек как за счёт совершенствования методов изготовления формованных и неформованных огнеупоров, так и за счет одновременного расширения возможностей технологического оборудования для доводки и разливки стали.

К числу новых разработок фирмы в области продувки расплава инертным газом относится мультипродувочный блок, состоящий сразу их трёх продувочных узлов, прошедший успешные испытания в 2016 году на предприятии ОАО «Тяжпрессмаш» на 30 тонных ковшах. Совмещение нескольких узлов в одном блоке показало высокую эффективность перемешивания расплава в сочетании с экономической выгодой по сравнению с использованием нескольких отдельно устанавливаемых блоков.

К новейшим разработкам НПП «Вулкан-ТМ» в производстве огнеупоров относятся комбинированные донные продувочные пробки, имеющие традиционные радиальные продувочные щели и новый элемент - керамические трубки с продольными отверстиями диаметром не более 0,1 мм. Комбинированная пробка имеет отдельный подвод газа к радиальным щелям и керамическим трубкам. Преимуществами использования комбинированных продувочных пробок являются:

– обеспечение более дисперсных пузырьков газа;

– обеспечение гарантированной продувки расплава через отверстия в трубках в случае заметалливания радиальных щелей;

– снижение риска заметалливания радиальных щелей за счет более интенсивного образования пузырьков вблизи рабочей поверхности продувочной пробки.

Расширение технологических возможностей серийно выпускаемых трайб-аппаратов серии ТАП для подачи порошковой проволоки в ковш позволило пересмотреть определяющую роль донной продувки в процессе равномерного распределения легирующих компонентов по всему объему ковша. В новых конструкциях трайб-аппаратов предусмотрена возможность программирования скоростных режимов подачи проволоки, обеспечивая необходимую глубину подачи и количество проволоки в соответствии с требуемой циклограммой процесса. При этом подача порошковой проволоки с различным наполнителем через каждый ручей может осуществляться одновременно по отельным циклам.

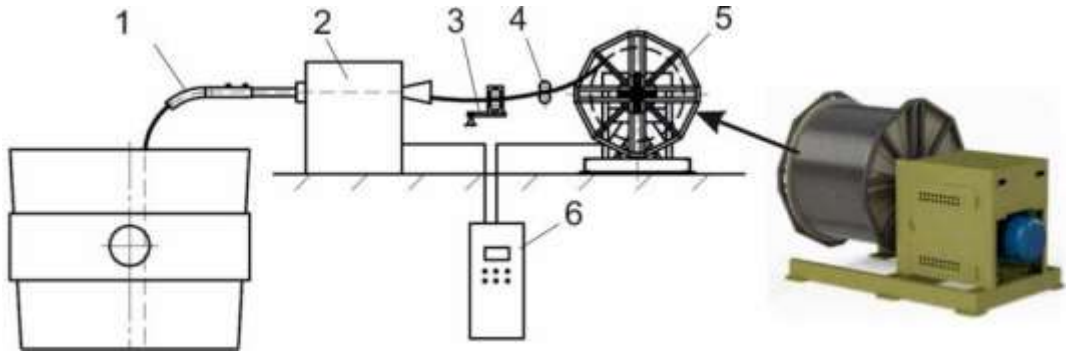


Рис. 1. Перспективная схема подачи порошковой проволоки в ковш: 1 – телескопическое устройство подачи проволоки, 2 – трайб-аппарат, 3 – устройство контроля провисания, 4 – направляющие валки, 5 – шкаф управления, 6 – бунторазматывающее устройство

Телескопическое устройство подачи проволоки, которым оснащен трайб-аппарат, позволяет подавать проволоку от каждого ручья в различные зоны ковша.

Главной отличительной особенностью трайб-аппаратов НПП «Вулкан-ТМ» является то, что они имеют организованную систему приёма проволоки в трайб-аппарат и устройство, синхронизирующее размотку бунта (бунторазматывающее устройство) с циклами работы трайб-аппарата. При этом проволока подается с наружного витка бунта. Бунторазматывающее устройство НПП «Вулкан-ТМ» является новой и уникальной разработкой на Российском рынке и в настоящее время не имеет аналогов. При использовании различных режимов подачи проволоки с каждого ручья устанавливаются независимые бунторазматывающие устройства, которые могут размещаться на разных технологических уровнях, что является существенным преимуществом их использования на участках с ограниченной площадью.

Уникальной разработкой НПП «Вулкан-ТМ», завоевавшей признание потребителей, является устройство газодинамической защиты металла от вторичного окисления (рис. 2), которое монтируется на шиберном затворе путем защелкивания на байонетной гайке во время межплавочного обслуживания сталеразливочного ковша. Продувка аргоном осуществляется весь период разливки плавки. Стойкость системы защиты составляет до 7 плавок.



Рис. 2. Устройство газодинамической защиты металла от вторичного окисления

За счет возможности многократного использования газодинамическая защита является более выгодным вариантом по сравнению с рассмотренными выше. Помимо экономической выгоды газодинамическая защита от вторичного окисления для разливки слитков из стали позволит снизить затраты на переточку поковок в 1,25 раза, снизить замечания по ультразвуковому контролю в 1,43 раза, брак по ультразвуковому контролю в 2,3 раза и дефектность по классу В/в в 1,25 раза.

На сегодняшний день тенденция к обеспечению универсальности и гибкости оборудования для внепечной обработки в адаптации к различным производственным условиям позволяет НПП «Вулкан-ТМ», будучи малым инновационным предприятием, успешно развиваться, учитывая интересы не только крупных предприятий чёрной металлургии, но и того сегмента предприятий, которые имеют уникальные технологические особенности, требующие нестандартного подхода к производству комплектующих и оригинального оборудования.

****

СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА БЕМИТА В ГИДРОТЕРМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ.

Козерожец И.В.

Россия, Москва, Институт общей и неорганической химии им. Н.С.Курнакова

Irina135714@yandex.ru

Получение наноразмерных порошков бемита является самостоятельной задачей, важной для реализации в промышленности. Наноразмерный порошок бемита имеет как самостоятельное применение в области технической керамики, при создании покрытий, как адсорбент вредных веществ из стоков производств, а также является переходной формой при синтезе корунда с заданным размером частиц.

Сущность разработанной технологии заключается в последовательном синтезе наноразмерного порошка γ – оксида алюминия по целлюлозной технологии с его последующей гидротермальной обработкой.

Гидротермальная обработка синтезированного γ – оксида алюминия с насыпной плотностью 0,018 *г*/см^3, с теплопроводностью при комнатной температуре 0,03 Вт/(м-К), пористостью 99,5% и значением удельной поверхности 160 м^2/*г,* проводилась в лабораторных автоклавах объемом 18 см^3 в 1,5 масс. % растворе HCl.

После гидротермальной обработки наноразмерного порошка γ – Al_2O_3 в 1,5 масс. % растворе HCl при 200°C и давлении насыщенного пара воды равного 15,9 атм. в течение 0,5 ч. размеры и формы кристаллов не изменяются. На дифрактограмме этого образца присутствует только фаза бемита (AlOOH), что подтверждается данными ИК-спектроскопии. В ИК-спектре этого образца появляются полосы, присущие бемиту: 3300 $см^{-1}$ и 3083 $см^{-1}$, что характерно для межслоевых и внутрислоевых колебаний (OH)-групп бемита соответственно. Полоса деформационных колебаний молекулярной воды δ(H_2O) (при 1613 $см^{-1}$) выражена более интенсивно. Так, проявляются значения полос при 1146 $см^{-1}$ и 1074 $см^{-1}$, которые соответствуют ассиметричным и симметричным деформационным колебаниям связи δ_{as} Al–OH и δ_s Al–OH. Полосы поглощения 726 $см^{-1}$ и 624 $см^{-1}$, являющиеся компонентами моды AlO_6, соответствуют симметричным (ν_s Al–O) и ассиметричным (ν_{as} Al–O) деформационным колебаниям связи алюминий-кислород (Al=O). Полоса поглощения при 480 $см^{-1}$ выражена слабо и представляет собой плечо. ПЭМ-изображение бемита (AlOOH), полученного при гидротермальной обработке наноразмерного порошка γ – Al_2O_3 в 1,5 масс. % растворе HCl при 200°C и давлении насыщенного пара воды 15,9 атм. в течение 0,5 ч., представлено на рис.2.

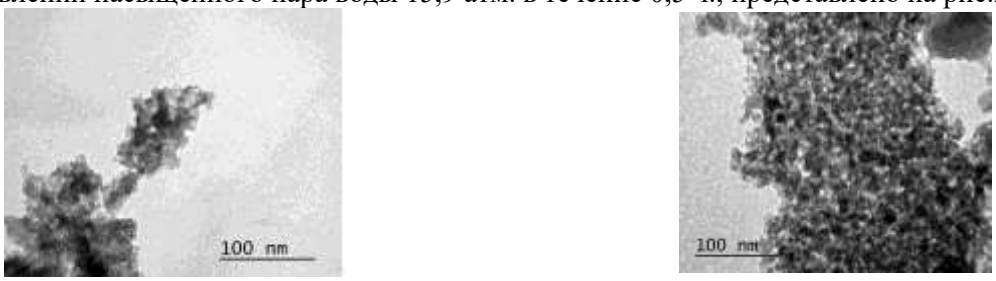


Рис. 1. ПЭМ – изображения γ – Al_2O_3, полученного по целлюлозной технологии.



Рис. 2. ПЭМ –изображения бемита, полученного при гидротермальной обработке наноразмерного порошка γ – Al_2O_3 в 1,5 масс. % растворе HCl при 200°C и давлении насыщенного пара воды равного 15,9 атм. в течение 24 ч.

****

ПОЛУЧЕНИЕ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ ИЗ ИРИДИЯ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ НАНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА С ПОСЛЕДУЮЩИМ СПЕКАНИЕМ

Крутиков В.И., Казаков А.С., Паранин С.Н., Спирин А.В., Кайгородов А.С.
Россия, Институт электрофизики УрО РАН, krutikov@iep.uran.ru

MANUFACTURING OF IRIDIUM THIN-WALLED TUBES BY RADIAL MAGNETIC PULSED COMPACTION AND SINTERING OF NANOSIZED POWDER

Krutikov V.I., Kazakov A.S., Paranin S.N., Spirin A.V., Kaigorodov A.S.

The present work demonstrates a possible way to manufacture iridium thin-walled tubes by radial magnetic pulsed compaction of nanosized powder. The starting powder was obtained by complementary pyro-, hydrometallurgical and electrochemical processes. The iridium content was 99.997 wt. %, the average particle size measured by BET method was 42 nm. The powder was compacted inside a copper shell, by placing the shell in a strong pulsed magnetic field. A typical field pulse has the shape of single half wave of a damped sinusoid being 15 to 22 T in amplitude and 110 μs in duration. Thin-walled tubes with 97-98% relative density were sintered from compacts which had various green densities. The grain size in the

sintered tubes was 80 nm. Such a small crystallite size significantly reduces the risk of crumbling of the obtained articles. The dependence of compact density on magnetic field pressure is discussed.

Изделие из иридия в виде тонкостенной трубки может быть востребовано в различных областях техники: в качестве газового сопла или электрода, благодаря стойкости этого металла к высоким температурам и химически активной среде. Традиционные способы изготовления подобных изделий весьма дороги, что обусловлено высокой хрупкостью иридия, содержащего даже малое количество примесей, на уровне 0,2%, однако в очищенном виде этот металл достаточно пластичен [1]. В данной работе демонстрируется возможность получения тонкостенных трубчатых изделий из иридия методами порошковой металлургии, в частности, путем радиального магнитно-импульсного прессования (РМИП) нанопорошка иридия и его последующего спекания [2].

Исходный порошок, предоставленный ООО НПО «Металлы Урала», получен с помощью взаимодополняющих пиро-, гидрометаллургических и электрохимических процессов [3]. Содержание иридия в нём 99,997 масс. %, удельная поверхность, измеренная методом BET, составляет 6,4 $м^2/г$, что соответствует среднему размеру частиц в 42 нм. Плотность порошка с укладкой на вибростенде равна 0,8 $г/см^3$, что составляет 3,5% от теоретической плотности. Частицы порошка представляют собой гранёные зёрна размерами 15-50 нм (рис. 1).

Для компактирования порошка использовали магнитно-импульсный пресс на базе генератора импульсных токов, нагруженного на спиральный соленоид. Типичный импульс магнитного поля в соленоиде представлял собой одну полуволну затухающей синусоиды амплитудой 15-22 Тл и длительностью около 110 мкс. Амплитуду магнитного поля варьировали изменением зарядного напряжения емкостного накопителя генератора. Внутрь индуктора помещали пресс-форму специальной конструкции, исключающей краевые эффекты – неоднородность плотности вблизи герметизирующих или центрирующих заглушек. Этим обеспечивается равнотолщинность и однородность плотности прессовки по всей длине. Порошок засыпали между медной оболочкой пресс-формы наружным диаметром 12 мм и толщиной стенки 0,9 мм и формующим медным стержнем диаметром 6 мм. Укладку производили на вибростенде в течение 5 минут. Исходная толщина порошковой засыпки составляла 2,1 мм. Масса засыпки составляла в среднем 1,60 г. В результате силового взаимодействия индукционных токов в оболочке с магнитным полем соленоида оболочка быстро сжималась в радиальном направлении, уплотняя порошок. Компакты извлекали из пресс-формы травлением в серной кислоте до момента, пока прилегающие к компактам поверхности оболочки и стержня не освободят их.

В результате описанного выше прессования и спекания в подходящих условиях были получены образцы с относительной плотностью 97-98 % от теоретической. Плотности компактов и спечённых изделий в зависимости от давления магнитного поля на оболочку нанесены на график (рис. 2).

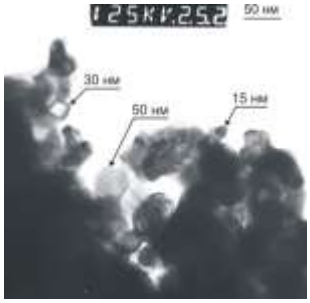


Рисунок 1. Снимок исходного порошка на просвечивающем электронном микроскопе

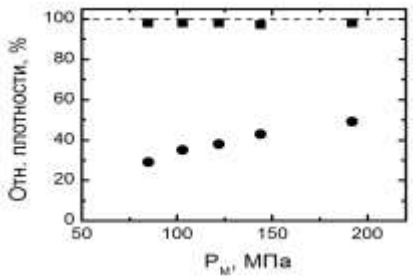


Рисунок 2. Относительные плотности образцов в зависимости от давления магнитного поля: круглыми маркерами обозначены компакты, квадратными – спечённые изделия.



Рисунок 3. Внешний вид спечённого изделия

С повышением давления магнитного поля возрастала плотность прессовок, однако последняя практически не влияла на плотность спечённых образцов. Стоит отметить, что для уплотнения этого порошка до относительной плотности в 40-50 % на одноосном статическом прессе требуются давления на уровне 600-1000 МПа. Такие давления при РМИП достигаются благодаря инерционному эффекту при динамическом прессовании, который заключается в генерировании импульса давления разогнанной до большой скорости оболочки на порошок при ее торможении. В сравнении с давлением со стороны магнитного поля, инерционное давление может превышать его в разы.

Целые спечённые изделия были получены при давлениях магнитного поля от 80 до 150 МПа. Размеры спечённых изделий (рис. 2): внешний диаметр 4,9–5,2 мм, толщина стенки 0,35–0,38 мм, длина 13–14 мм. Их форма близка к цилиндрической: эллипсность в середине и на торцах составляет в среднем 1% от диаметра. Величина области когерентного рассеяния после спекания составила 80 нм. Наноразмерный масштаб кристаллитов даёт принципиальную возможность дальнейшей механической обработки полученных изделий.

Таким образом, в результате выполнения ряда условий, таких, как высокие чистота и дисперсность порошка, применение осесимметричного динамического метода прессования, не создающего ударных волн и применение пресс-формы специальной конструкции, удалось получить изделия новым для этого материала способом.

Работа выполнена в рамках темы государственного задания № 0389-2014-0002, поддержана грантом РФФИ № 16-08-00919 и проектом УрО РАН № 15-17-2-27.

Литература:

1.Ермаков А.В., Набойченко С.С. Иридий: производство, потребление, перспективы. Известия вузов. Цветная металлургия № 4 2012 г.

2. Paranin S., Ivanov V., Nikonov A., Spirin A., Khrustov V., Ivin S., Kaygorodov A., Korolev P. Densification of Nano-Sized Alumina Powders under Radial Magnetic Pulsed Compaction. Advances in Science and Technology Vol. 45 (2006) pp. 899-904

3.Тимофеев Н.И., Афанасьев О.Ю., Горбатова Л.Д., Александров Е.П., Васильев А.В., Казаков А.С. Опытно-промышленная технология переработки Ir- и Rh- содержащего сырья сложного состава. Сборник трудов XIX Международной Черняевской конференции по химии, аналитике и технологии платиновых металлов (ISBN 978-5-901688-21-2). Новосибирск, 4 – 8 октября 2010 г. Часть 2, с. 79.

****

ПСЕВДО-ИНВАРНЫЙ ЭФФЕКТ В МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ

Плохих А.И., Сафонов М.Д., Колесников А.Г.

Россия, ФГБОУ ВПО «Московский государственный технический университет им. Н.Э.Баумана» (Национальный Исследовательский Университет), plokhikh@bmstu.ru

PSEUDO-INVAR EFFECT IN MULTILAYER STEEL MATERIALS

Safonov M.D., Plokhikh A.I., Kolesnikov A.G.

The paper presents the results of research into Coefficients of Thermal Expansion (CTE) anisotropy discovered in multilayer metal material produced by hot pack rolling based on 1008 and AISI 304 steels. It has been established that the material comprised of interleaving layers of the two steel types features abnormally low CTE in the direction normal to the rolling plane (ND) with regular TEC values in the plane of the plate material along RD and TD directions.

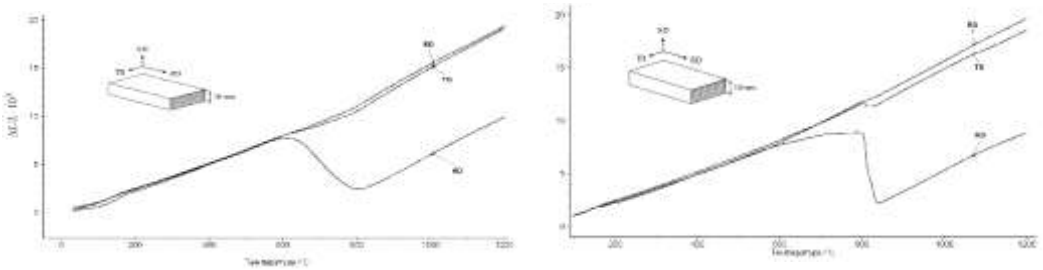
Анализ результатов многочисленных исследований показывает, что инвароподобные характеристики проявляются у различных веществ независимо от типа строения: кристаллического или аморфного, типа магнитного упорядочения, а также от типа твердого раствора. То есть инварный (коварный) эффект является многогранным, часто встречающимся в природе явлением [1]. Наглядным примером, является соединение ZrW_2O_8, которое имеет отрицательный ТКЛР изотропного характера во всем температурном интервале своего существования [2].

С другой стороны известно, что аномальные деформационные и тепловые характеристики, традиционно наблюдаются в композиционных материалах и являются результатом взаимодействия локальных микроскопических полей упругих напряжений, что практически не встречается в материалах с однородной структурой. Так в частности, известна математическая модель, в соответствии с которой, ТКЛР может иметь отрицательные значения в материалах со слоистым строением на основе бинарных и тройных композиций металлов и неметаллов *[*3]. Однако технологические аспекты образования прочного соединения между слоями, в работе рассмотрены не были. Поэтому актуальной, является задача реализации разработанных подходов в конструкционных металлических материалах, имеющих особое, слоистое строение, но которые были бы получены на основе доступных и технологичных материалов, например на основе сталей.

Исходя из представленных соображений, в нашем исследовании, были выбраны две бинарные композиции, которые состояли из сталей 08кп и 08Х18Н10 и 08кп и 08Х18. Первичные композитные заготовки состояли из 100 чередующихся между собой листов указанных сталей толщиной 0,5 мм, по 50 каждой марки соответственно. По разработанному ранее экспериментальному технологическому маршруту включающему, мерную резку заготовок из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакуумирование пакета и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки, были получены заготовки полосового сортамента шириной 100 и толщиной 2 мм. После проведения двух технологических циклов были получены горячекатаные полосы толщиной 10 мм [4].

Для проведения дилатометрических исследований из них были вырезаны образцы длиной 10 мм, которая соответствовала толщине проката. Образцы вырезались в трех направлениях: в вдоль направления проката (RD), в плоскости проката (TD) и в направлении перпендикулярном плоскости проката (ND). Таким образом, объекты исследования имели одинаковые размеры и структуру, состоящую из 2000 слоев, с толщиной единичного слоя около 5 мкм. Исследования были выполнены на дилатометре DIL-402C производства фирмы «Netzsch» (Германия) с держателем и толкателем из корунда в интервале температур от 20 до 1200°С при нагреве и охлаждении печи со скоростью 5 град/мин в атмосфере технически чистого аргона. Температура измерялась термопарой (тип S), расположенной в непосредственной близости от образца, с погрешностью не превышающей 5°С. Для тарирования прибора, использовался самостоятельно изготовленный эталон из сплава «пирос» длиной 10 мм и диаметром 6 мм.

Проведенное дилатометрическое исследование показало, что исследуемые многослойные материалы имеют аномально низкие значения относительного удлинения (ΔL/L), измеренного в направлении перпендикулярном к плоскости прокатки ND (рис. 1). Одновременно с этим, в плоскости этого же листового материала, в направлениях RD и TD, ход дилатометрической кривой, с незначительными отличиями, совпадает с термическим расширением сталей 08Х18Н10 и 08Х18. Можно видеть, что аномально низкие значения ТКЛР в направлении ND (см. табл.), обусловлены в первую очередь α→γ превращением слоях, ранее бывших сталью 08кп.



а) *б)*

Рис.1– Температурная зависимость относительного удлинения при нагреве многослойных материалов: (а) 08Х18Н10+08кп и (б) 08Х18+08кп

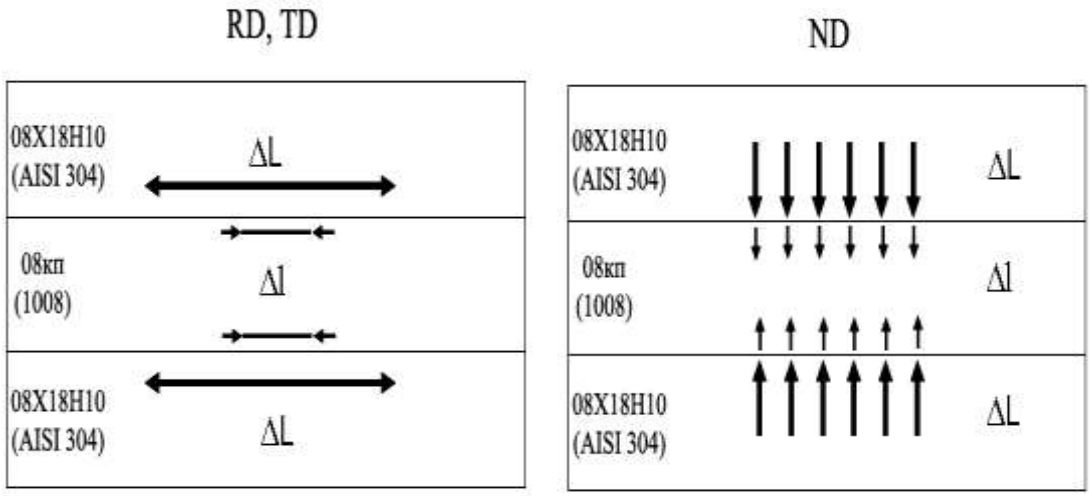
Таблица

ТКЛР исследуемых композиций в направление ND, α, 10^{-6} 1/°С

Температурный интервал, от 20°С										
200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200
композиция 08Х18Н10+08кп										
11,9	12,4	13,0	13,5	13,1	7,8	3,1	4,4	6,1	7,3	8,3
композиция 08Х18+08кп										
11,0	11,4	12,2	12,6	12,7	12,2	10,9	3,4	5,1	6,4	7,3

Учитывая, что α→γ переход в процессе нагрева стали, происходит с уменьшением параметров кристаллической решетки, наблюдается усиление этого сжатия, из-за наложения сжимающих напряжений со стороны слоев стали обладающих более высокими значениями ТКЛР (08Х18Н10 и 08Х18). При этом такое же сильное действие, но уже растягивающего свойства, слои стали 08Х18Н10 и 08Х18, оказывают на слои, бывшие ранее сталью 08кп, в направлениях RD и TD, что,

вызывает практически полную компенсацию сжатия, обусловленную α→γ переходом в этих направлениях. Схематично, модель действующих напряжений, возникающих при α→γ переходе в многослойном материале, представлена на рис. 2.



а) *б)*

Рис.2 Схема влияние касательных (а) и нормальных (б) напряжений в многослойном материале:

Литература:

1.Хоменко О.А. Происхождение и особенности инварных аномалий физических свойств. Fe–Ni сплавы с ГЦК-решеткой//Физика металлов и металловедение, 2007,том 104, №2, с.155-165

2.Mary, T. A., Evans, J. S. O., Vogt, T. & Sleight, A. W. Negative thermal expansion from 0.3 K to 1050 K in ZrW2O8. Science 272, 90–92 (1996).

3.Колпаков А. Г., Ракин С.И. К задаче синтеза композиционного материала одномерного строения с заданными характеристиками//Прикладная механика и техническая физика, 1986, № 6, с 143-150

4.Колесников А.Г., Плохих А.И., Михальцевич И.Ю. Исследование возможности получения субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки//Производство проката.–2010.– № 3. - С. 25 -31

****

PREPARATION, FABRICATION AND CHARACTERIZATION OF AL-BASED COMPOSITES REINFORCED WITH BN, B AND LI_3N PARTICLES

Corthay S., Steinman A.E., Shtansky D.V.

Russia, National University of Science and Technology "MISIS", shakticorthay@protonmail.com

Aluminium, which is the most abundant metal in the earth's crust, is a light weight metal with an excellent resistance to corrosion. The shortcoming of Al is its poor mechanical behaviour at both room and high temperature. The addition of reinforcing agents can drastically improve the mechanical properties of Al-based composites, which offers a large variety of applications in aerospace, aeronautics and automotive industries.

In our previous work [1], we used BN micro-particles (BNMPs) as a reinforcing additive to the Al matrix. The formation of AlB_2 and AlN phases during the sample fabrication led to significant strengthening of the composites.

The aim of this study was to increase the amount of AlB_2 and AlN hard phases. To realise this goal, Al powder was first ball-milled with B and Li_3N particles and then sintered using spark plasma sintering (SPS). The microstructure of the samples was studied using scanning electron microscopy, whereas the composition was determined using EDX analysis and Raman spectroscopy.

The mechanical properties of the samples were evaluated by tensile tests at 25°C and 500°C. The hardness of the samples was determined by microindentation. Additionally, a set of sintered samples was annealed at 500°C for 4 h. After the heat-treatment, tensile tests were carried out to verify the stability of the mechanical properties.

The structural analysis showed the formation of AlB_2 and AlN phases in the Al-B and Al-Li_3N composites, respectively. The highest tensile strength (265 MPa) was observed for the Al-B composites containing 3 wt.% B, whereas the tensile strength of 299 MPa was obtained for the Al-Li_3N composites containing 5 wt.% Li_3N. The hardness of the samples decreased in a row 134 (Al-BN) 130 (Al-Li_3N) 60 HV (Al-B). The tensile test values of the samples after preliminary heat-treatment remained unchanged.

Reference

1. K.L. Firestein, S. Corthay, A.E. Steinman, A.T. Matveev, A.M. Kovalskii, I.V. Sukhorukova, D. Golberg, D.V. Shtansky, High-strength aluminum-based composites reinforced with BN, AlB_2 and AlN particles fabricated via reactive spark plasma sintering of Al-BN powder mixtures, Materials Science and Engineering: A, Volume 681, 10 January 2017, Pages 1-9, ISSN 0921-5093

****

SIALON-BASED CERAMIC COMPOSITES OBTAINED BY ADVANCED TECHNIQUES

Smirnov K.L.[1,2], Nefedova E.V.[2], and Grigoryev E.G.[2]

[1] Russia, Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, kosm@ism.ac.ru,

[2] Russia, National Research Nuclear University MEPhI

Solid solutions of general formula $Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z}$ (z = 0.0–4.2) are known for their excellent hardness, strength, and wear/corrosion resistance, which explains their wide use in various engineering applications such as refractory materials, bearings, and cutting instruments. Functionality of β-SiAlON ceramics can be markedly improved upon addition of other refractory compounds with strongly different physical parameters such as Young modulus, thermal/electrical conductivity, thermal expansion, etc. The addition of hexagonal boron nitride (h-BN), TiN, and SiC to ceramic composites is known to improve their fracture toughness, thermal shock resistance, tribological properties, thermal/electrical conductivity, and machinability. Combustion synthesis (CS) is a rapidly developing area of R & D oriented on convenient production of high-melting compounds and materials. Spark plasma sintering (SPS) is a newly developed process that uses dc pulses for sample heating. As compared to conventional hot pressing, SPS ensures higher heating rates and very short holding times and has been widely recognized as a rapid and effective method for densification of various materials. So the combination of CS and SPS techniques seems rather promising for fabrication of β-SiAlON-based ceramic composites with improved functional properties.

Infiltration-mediated CS of β-Si_5AlON_7 and h-BN powders in nitrogen gas was carried out by the following schemes:

$$4.5Si + Al + 0.5SiO_2 + 3.5N_2 \rightarrow \beta\text{-}Si_5AlON_7 \quad (1)$$

$$B + 0.5N_2 \rightarrow \text{h-BN} \quad (2)$$

Green mixtures also contained some amount of homemade diluents, β-Si_5AlON_7 and h-BN respectively, in order to improve extent of conversion. The CS of β-SiC was carried out by using multistep chemical reactions in the Si–C–N system and TiN fine powders with added NH_4Cl as a gasifying agent. Aliquot amounts of combustion-synthesized raw powders were intermixed in a high-energy planetary steel-ball mill. Ball milling time (800 rpm, ball/mill ratio 10 : 1) was 5 min. Then milled powders (about 0.5 g) were placed into a graphite die 10.4 mm in inner diameter and sintered in a Labox 625 SPS facility under vacuum (below 10 Pa). The pieces of carbon paper and carbon felt were put between the powder and graphite die to exclude high-temperature reaction during sintering, as well as to easily get the sample out after sintering. The heating rate was 50 deg/min. The sintered compacts were heated from room temperature to 600°C without applied load and then to 1550–1800°C at a compressive stress of 50 MPa. The compacts were held at a desired temperature for 5 min before the power was turned off. Temperature monitoring during sintering between 600°C and final sintering temperature was carried out using an optical pyrometer focused on a hole in the carbon die. The particle size distribution of milled powders was determined with Fritsch Analysette 22 device. The BET analysis (N_2 sorption) was performed by using a Sorbi-M surface area analyzer. The raw powders and sintered compacts were characterized by XRD (DRON-3.0) and SEM

(JEOL 6610L). Sample densities were determined by hydrostatic weighing. Flexural strength (σ_f) was measured for bending a thin disk on a ring base in a testing machine Instron-5966.

According to XRD results, the raw powders of β-Si_5AlON_7, h-BN, and TiN did not contain impurity phases while β-SiC had trace amounts of Si_3N_4. According to SEM results, all as-synthesized powders appeared largely as agglomerates. Their specific surface was about 1.3 m^2/g for β-Si_5AlON_7 powders, and from 9.8 to 22.8 m^2/g for h-BN, β-SiC, and TiN fine powders. After ball milling, the specific surface increased by a factor of 4–6. Simultaneously, the particle size distribution of h-BN-containing mixtures always exhibited an additional peak around 20–60 μm, thus indicating the formation of secondary huge agglomerates from initially fine particles. Figures 1 shows relative density ρ_{rel} of sintered samples as a function of temperature *T*. The sintering of pure β-Si_5AlON_7 was accompanied by marked intensification of the consolidation process at temperatures above 1400°C probably due to formation of SiO_2 and Al_2O_3 eutectics. Upon further increase in *T*, relative density of sintered β-Si_5AlON_7 gradually grows up to 87% (curve *1* in Fig. 1). The addition of h-BN improves the compactibility of sintered powder mixtures. Under a compressive stress of 50 MPa at 600°C, the initial value of ρ_{rel} exceeds 80% for the compact containing 30 wt % BN and 60% for that of pure β-Si_5AlON_7. In parallel, an increase in h-BN content suppresses the consolidation processes due to formation of liquid eutectics. At 30 wt % BN, an increase in ρ_{rel} becomes insignificant at temperatures above 1400°C. In case of 10 and 20 wt % h-BN, the processes associated with formation of liquid eutectics are more or less pronounced, so that high relative density (close to theoretical one) can be attained (see curve *3* in Fig. 1). The addition of fine β-SiC and TiN powders worsens the compactibility of sintered powder mixtures under a compressive stress at the initial stage. As a result, the highest value of relative density for sintered ceramic composites containing β-SiC can only be achieved at 1750°C (curve *2* in Fig. 1). Meanwhile, the addition of TiN powder is seen to facilitate c the efficiency of sintering above 900°C and the highest values of ρ_{rel} can be achieved already at 1550°C (curve *4* in Fig. 1).

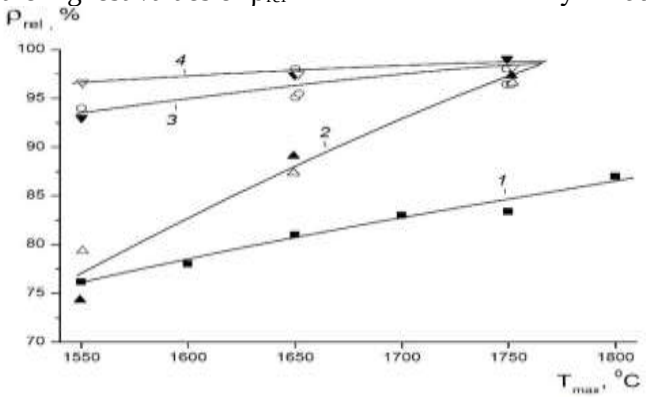


Fig. 1. Relative density ρ_{rel} as a function of T_{max} for: (■) β-Si_5AlON_7, (○) β-Si_5AlON_7–BN (10–30 wt %), (▼) β-Si_5AlON_7–TiN (20 wt %)–BN (10 wt %), (▽) β-Si_5AlON_7–TiN (40 wt %)–BN (10 wt %), (▲) β-Si_5AlON_7–SiC (20 wt %)–BN (10 wt %), (Δ) β-Si_5AlON_7–SiC (40 wt %)–BN (10 wt %).

Figure 2a illustrates flexural strength σ_f as a function of ρ_{rel}. SPS method affords to produce ceramic composites with higher relative density and flexural strength (up to 400 MPa). In our case, the flexural strength of sintered ceramic composites was found to depend on the BN content only slightly (Fig. 2b). A marked increase in σ_f (up to 40%) can be achieved upon replacement of 40 wt % of β-Si_5AlON_7 in sintered ceramic composites by β-SiC and TiN (curve *2* in Fig. 2a).

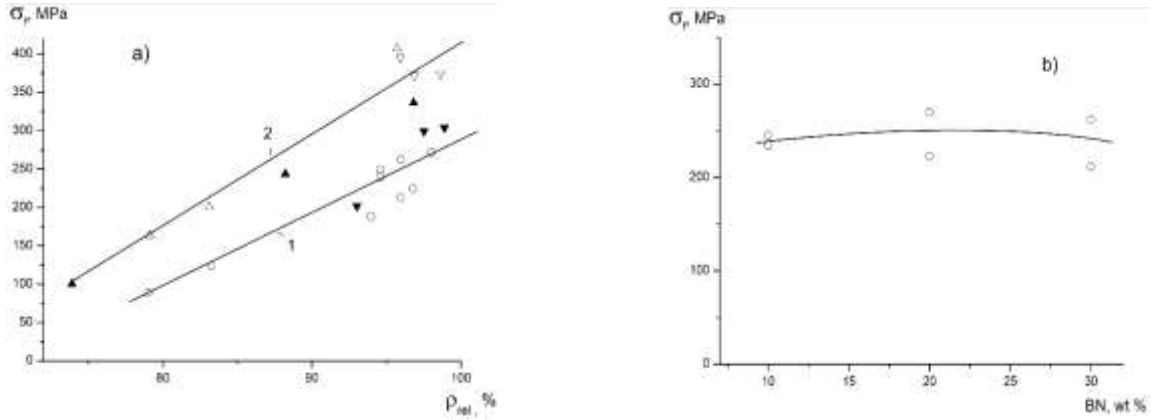


Fig. 2. Flexural strength σ_f as a function of: (a) relative density ρ_{rel} for (○) β-Si_5AlON_7–BN (0–30 wt %), (▼) β-Si_5AlON_7–TiN(20 wt %)–BN(10 wt %), (▽) β-Si_5AlON_7–TiN(40 wt %)–BN(10 wt %), (▲) β-Si_5AlON_7–SiC(20 wt %)–BN(10 wt %), (Δ) β-Si_5AlON_7–SiC(40 wt %)–BN(10 wt %) and (b) BN content in β-Si_5AlON_7–BN (10–30 wt %) (ρ_{rel} = 95–98 %).

This work was financially supported by the Russian S

****

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДАВЛЕНИЯ НА КОНСОЛИДАЦИЮ, СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ АМГ2/ГРАФИТ

Аборкин А.В., Елкин А.И., Соболькoв А.В.

ФГБОУ ВО Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, Россия, aborkin@vlsu.ru

INFLUENCE OF TEMPERATURE AND PRESSURE ON CONSOLIDATION, STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF BULK NANOCOMPOSITES AMG2 / GRAPHITE

Aborkin A.V., Elkin A.I., Sobolkov A.V.

Mechanically synthesized powders AMg2 + 1…9 wt% graphite were consolidated. The influence of the temperature and pressure of consolidation on the density of the obtained compacts is estimated. X-ray diffraction analysis, Raman spectroscopy, and transmission electron microscopy have been used to study the structural and phase composition of consolidated samples. The microhardness of the obtained compacts has been measured, and the hardening mechanisms have been determined.

Исходная шихта представляла собой гранулы глобулярной формы диаметром 1…2 мм из алюминиевого сплава АМг2 с добавлением n=1…9 % вес. порошка графита фирмы Acros Organics с размером частиц менее 20 мкм.

Механическая обработка исходной шихты была проведена в шаровой планетарной мельнице FRITSCH PULVERISETTE 6 с применением поверхностно активных веществ (стеариновая кислота 1 вес.%). Для размола использовали стальные шары диаметром 8 мм при соотношении массы загружаемых компонентов к массе мелящих тел 1:15. Обработку проводили при частоте вращения ω=600 об/мин в течении 6 часов.

Для получения оценок влияния содержания графита в исходной шихте на средний размер частиц, формирующихся в процессе механического синтеза (МС), проведено измерение гранулометрического состава полученных порошков. Предварительно порошки были просеяны через сито с размером ячейки 300 мкм. Результаты измерения гранулометрического состава показывают, что процентное содержание графита не оказывает значительного влияния на средний размер частиц. Увеличение содержания графита с 1 вес. % до 9 вес. % ведет к снижению среднего размера частиц не более чем на 11,5%, изменяя его от 59,2 до 52,4 мкм.

Проведен рентгеноструктурный анализ полученных композиционных порошков с различным содержанием графита. Согласно полученным данным фазовый состав композиционных порошков

аналогичен исходному матричному сплаву АМг2. Уширение и смещение пиков алюминия в сторону меньших углов объясняется изменением параметра кристаллической решетки ввиду увеличения концентрации легирующих элементов в твердом растворе алюминия.

Изучение изменения размеров области когерентного рассеяния (ОКР) композиционных порошков показывает, что увеличение содержания графита с 1 вес.% до 9 вес% способствует снижению данной величины с 55 до 45 нм. Полученные данные о размере ОКР в ~6 раз меньше значений ОКР полученных для исходного матричного материала. Это позволяет сделать предположение о значительном вкладе уменьшения размера зерна в упрочнение синтезированных порошков. Также можно отметить отсутствие пиков, соответствующих углероду или фазам, образовавшимся в результате его взаимодействия с алюминием, например Al_4C_3.

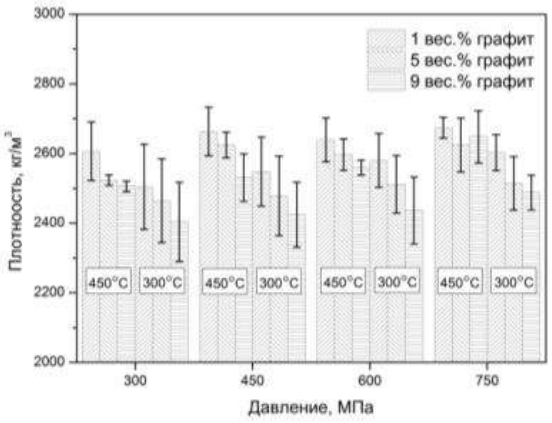
Проведена спектроскопия комбинационного рассеяния света исходного порошка графита, а так же композиционных порошков с содержанием графита 1 вес.% и 9 вес.%. На спектре исходного графита хорошо видны основные D, G и 2D моды, углерода, причем наблюдаемая линия G является суперпозицией близко расположенных линий G и малоинтенсивной D'. Линиям D, G и 2D соответствуют следующие частоты 1350 $см^{-1}$, 1570 $см^{-1}$ и 2707 $см^{-1}$.

Иная картина наблюдается для полученных композиционных порошков. Можно отметить значительное снижение интенсивности ярко выраженной в исходном графите линии 2D. Также изменяются полуширины D и G линий, причем содержание графита не оказывает существенного влияния на данную величину. Так, например, полуширина линии D увеличивается в ~3,5 раза с 51,7 $см^{-1}$ до 185,6 $см^{-1}$. Схожая картина наблюдается и для G линии, полуширина которой увеличивается в ~4,1 раза с 23,4 $см^{-1}$ до 96,9 $см^{-1}$. Уширение и сдвиг в сторону более высоких частот линии G говорит о переходе графита от поликристаллического к нанокристаллическому [2]. Рост в спектре интенсивности линии D свидетельствует о процессе разупорядочения графита с образованием турбостратных структур [3]. Величина I_D/I_G, характеризующая разупорядоченность, с ростом процентного содержания графита в шихте от 1 вес.% до 9 вес.%. уменьшается от 0,99 до 0,95.

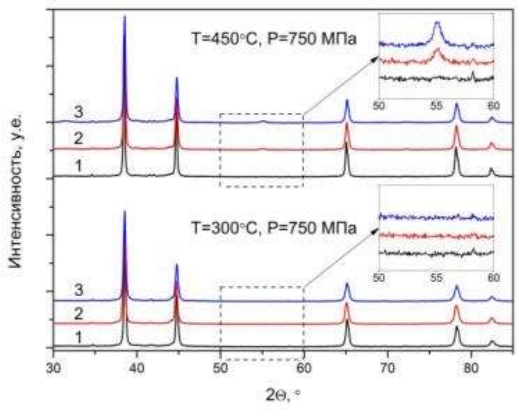
На спектрах композиционных порошков также нужно отметить наличие плато в интервале 600…900 $см^{-1}$. По всей видимости, данное плато принадлежит связи алюминий углерод и может свидетельствовать об образовании твердого раствора Al-C [4], наличие которого является одним из механизмов упрочнения [5].

Консолидацию полученных порошков выполняли методом одностороннего прессования для случаев изменения температуры и давления в диапазонах 300…450°С и 300…750 МПа. Выдержку образцов под давлением при прессовании осуществляли в течении 300 секунд. В результате были получены прессовки Ø5 мм и высотой 5 мм.

Плотность прессовок определяли методом гидростатического взвешивания на рис. 1а показаны гистограммы, дающие представление об изменении плотности формируемых образцов в зависимости от содержания графита в порошке, температуры и давления консолидации. Анализ полученных результатов позволяет говорить о том, что повышение температуры и давления консолидации с 300°С до 450°С способствуют повышению плотности прессовок и обеспечивают снижение разброса измерений по опытам.



а



б

Рис. 1. Гистограмма распределения плотности (а) и результаты рентгеноструктурного анализа (б) прессовок полученных при различной температуре. Цифрами обозначены: 1 – 1 вес.% графита; 2 – 5 вес. % графита; 3 – 9 вес.% графита.

В ходе рентгеноструктурного анализа прессовок (см. рис. 1б) выявлено образование фазы Al_4C_3 в образцах прессованных при температуре 450°С, причем содержание карбидной фазы увеличивается с повышением содержания графита в исходной шихте. С помощью просвечивающей электронной микроскопии установлено, что фаза Al_4C_3 является наноразмерной.

Измерение микротвердости прессовок показало значительное увеличение данной величины для полученных нанокомпозиционных материалов по сравнению с матричным материалом [6]. В зависимости от содержания графита в исходной шихте микротвердость изменяется в диапазоне от 1,6 до 2,3 ГПа.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта 15-08-08032 А.

Литература

1. Aborkin A.V., Evdokimov I.A., Vaganov V.E., Alymov M.I., Abramov D.V., Khor'kov K.S. Influence of Mechanical Activation Mode on Morphology and Phase Composition of Al-2Mg-nC Nanostructured Composite Material // Nanotechnologies in Russia, 2016, Vol. 11, No. 5–6, pp. 297–304.

2. Ferrari A.C., Robertson J. Resonant Raman spectroscopy of disordered, amorphous, and diamondlike carbon // Phys Rev B. 2001. Vol. 64. No.7. pp. 075414.

3. Ferrari A.C., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // Physical Review B. 2000. Vol. 61. No 20. pp. 95-107.

4. Zhou Y., Li Z.Q. Structural characterization of a mechanical alloyed Al–C mixture // Journal of Alloys and Compounds. 2006. Vol. 414. pp. 107–112.

5. Santos-Beltrán A., Gallegos-Orozco V., Goytia Reyes R., Miki-Yoshida M., Estrada-Guel I., Martínez-Sánchez R. Mechanical and microstructural characterization of dispersion strengthened Al–C system nanocomposites // Journal of Alloys and Compounds. 2010. Vol. 489. pp. 626–630.

6. Аборкин А.В., Бабин Д.М., Захаров А.А. Влияние числа проходов при равноканальном угловом прессовании на эксплуатационные свойства алюминиевого сплава // Материаловедение. 2013. № 11. С 33-37.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ MGO И ZRO_2 НА РОСТ ЗЕРЕН И СПЕКАЕМОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРЕВА

Болдин М.С., Попов А.А., Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Nokhrin@nifti.unn.ru

A STUDY OF INFLUENCE OF MGO AND ZRO_2 NANOPOWDERS ON GRAIN GROWTH AND SINTERING BEHAVIOR OF FINE-GRAINED CERAMICS BASED ON ALUMINUM OXIDE IN HIGH-RATE HEATING REGIMES

Boldin M.S., Popov A.A., Lantsev E.A., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N.

The paper describes the results of researches of influence of small additions of magnesium oxide on the kinetics of densification and growth kinetics of grains of aluminum oxide when the electric pulse plasma sintering under conditions of high-rate heating (up to 700 ^oC/min). It is shown that the introduction of the initial Al2O3 powder additives MgO or ZrO_2 in the amount of 0.5 vol.% has no noticeable effect on the activation energy of sintering of the samples, but leads to a change in the rate of grain growth. It is shown that in the process of mixing the original powders, the particle size of MgO decreases from 100 nm to 5-10 nm, and the effect of stabilization of the structure due to the introduction of MgO as well as for ZrO_2 is the emergence of the Zener force, leading to suppression of grain growth of Al_2O_3.

Объектом исследования является порошковая композиция состава α-Al_2O_3+0.5%об. MgO. В качестве объектов сравнения выступают порошковые композиции α-Al_2O_3+0.5%об. ZrO_2 и α-

Al_2O_3+5%об. ZrO_2, отличительной особенностью которых является отсутствие растворения входящих в нее компонент при используемых температурах спекания ($T_{спек}$ = 1320-1520 ^{0}C), а также порошок чистого α-Al_2O_3. Порошковые композиции получены перемешиванием исходных субмикронных порошков Al_2O_3, MgO и ZrO_2 в планетарной мельнице «FRITSCH – Pulverisette 6», мелющими телами из диоксида циркония. Компактирование образцов диаметром Ø12 мм и высотой 3 мм проводилось методом электроимпульсного плазменного спекания (Spark Plasma Sintering, SPS) в установке «Dr. Sinter model SPS-625». Усадка образцов в процессе спекания контролировалась при помощи прецизионного дилатометра, входящего в состав установки «Dr. Sinter model SPS-625».

Показано, что введение добавки 0.5%MgO в субмикронный порошок α-Al_2O_3 не оказывает заметного влияния на плотность керамики - в диапазоне скоростей нагрева 10-700 ^{o}C/мин плотность оксида алюминия Al_2O_3 и композита Al_2O_3+0.5MgO составляет ~99.5%. Характер влияния оксида циркония на плотность керамики имеет более сложный характер – «введение» добавки 0.5%ZrO_2 не оказывает влияния на плотность при скоростях нагрева менее 100 ^{o}C/мин, однако увеличение скорости нагрева до 700 ^{0}C/мин приводит к снижению плотности композита Al_2O_3+0.5ZrO_2 от ~99.5% до 98.5%. Отмечается, что введение 0.5%MgO ($MgAl_2O_4$) и ZrO_2 не оказывает влияния на характер температурной зависимости усадки во всем исследованном интервале скоростей нагрева - на стадии интенсивной усадки графики уплотнения для всех керамик имеют одинаковый наклон. Установлено, что энергия активации процесса спекания Q_s на стадии интенсивной усадки для системы Al_2O_3+0.5MgO равна 30 kT_m и совпадает с энергией активации спекания чистого Al_2O_3 и композиции Al_2O_3+0.5%ZrO_2 в интервале скоростей нагрева от 10 ^{0}C/мин до 700 ^{0}C/мин. Отмечается, что найденное значение энергии активации спекания находится в хорошем соответствии с данными по энергии активации зернограничной диффузии кислорода в оксиде алюминия (Q_b~16-40 kT_m).

Анализ данных по росту зерен показывает, что добавки оксида магния и оксида циркония оказывают заметное влияние на интенсивность роста зерен оксида алюминия. «Введение» 0.5%ZrO_2 и MgO ($MgAl_2O_4$) в состав оксида алюминия приводит к получению керамики с меньшим средним размером зерна При режиме спекания T=1520 ^{0}C, t=30 мин средний размер зерна керамики из чистого оксида алюминия составляет 16.5 мкм, а для керамик содержащих MgO ($MgAl_2O_4$) и ZrO_2 - 3.0 мкм и до 1.9 мкм, соответственно. Таким образом, «введение» 0.5% ZrO_2 позволяет уменьшить средний размер зерна оксида алюминия примерно в 5 раз, а MgO ($MgAl_2O_4$) - более чем в 8 раз. Анализ данных по росту зерен показывает, что энергия активации роста зерен оксида алюминия не изменяется при введении частиц MgO ($MgAl_2O_4$) и ZrO_2 и составляет ~30 kT_m. Таким образом, механизм стабилизации структуры оксида алюминия за счет введения частиц MgO ($MgAl_2O_4$) не отличим от механизма стабилизации частицами ZrO_2 и связан с действием силы Зинера.

Работа выполнена при поддержке проекта №11.1114.2017/ПЧ Минобрнауки России.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА НА ПЛОТНОСТЬ, МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Болдин М.С.[1], Ланцев Е.А.[1], Благовещенский Ю.В.[2], Исаева Н.В.[2], Попов А.А.[1], Нохрин А.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Сахаров Н.В.[1], Зеленов А.Ю.[1], Шотин С.В.[1]

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, yuriblag@imet.ac.ru

STUDY OF THE INFLUENCE OF CARBON ON THE DENSITY, MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITIONS OF NANOSTRUCTURED HARD ALLOYS BASED ON TUNGSTEN CARBIDE, OBTAINED BY SPARK PLASMA SINTERING

Boldin M.S., Lantsev E.A., Blagoveschenskiy Yu.V., Isaeva N.V., Popov A.A., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Sakharov N.V.[1], Zelenov A.Yu., Shotin S.V.

В качестве объектов исследования в работе выступили порошки твердых сплавов на основе карбида вольфрама, полученные методом двухстадийного плазмохимического синтеза. Порошки в исходом состоянии отличались недостатком по углероду (от 5.46% до 5.77%) и наличием частиц фазы W_2C. С целью повышения однородности распределения кобальтовой связки (содержание кобальта варьировалось от 3% до 10%) между частицами карбида вольфрама, исходные порошки были перемешаны в планетарной мельнице «FRITSCH-Pulverisette 6», в размольном стакане с футеровкой из WC, шарами из WC. С целью исследования влияния углерода на микроструктуру, механические свойства и кинетику уплотнения в порошки вводилась добавка свободного углерода в виде коллоидного графита путем перемешивания в планетарной мельнице или с помощью гомогенизатора «Heilscher UP 200pt» в среде этилового спирта. Компактирование образцов диаметром 12 мм и высотой 3 мм проводилось методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) при помощи установки «Dr. Sinter model SPS-625» по двухстадийному режиму, включающего стадию низкотемпературной (дегазационной) выдержки и стадию высокотемпературной выдержки при оптимальной температуре процесса спекания. Величина приложенной нагрузки составляла 70 МПа.

Проведенные исследования структуры твердых сплавов, полученных методом ЭИПС, показывают, что структура полученных материалов характеризуется аномальным ростом зерен и присутствием частиц θ-фазы. Отмечено, что объемная доля частиц θ-фазы (~15-20%) и средний размер крупных (аномальных) зерен (~1-1.5 мкм) слабо зависят от содержания исходного углерода в спекаемом порошке. Показано, что увеличение содержания кобальта приводит к увеличению объемной доли θ-фазы, но не оказывает существенного влияния на размер крупных зерен. Плотность спеченных твердых сплавов составляет от 97 до 100%.

Исследования влияния предварительной дегазационной выдержки показали, что изменение температуры дегазационной выдержки не приводит к изменению среднего размера и объемной доли крупных зерен, а также не оказывает существенного влияния на плотность спекаемых твердых сплавов. Исследования влияния температуры спекания на плотность, параметры микроструктуры и состав спекаемых твердых сплавов показали, что зависимость относительной плотности от температуры нагрева имеет немонотонный характер, обусловленный распадом монокарбида вольфрама и увеличением объемной доли θ-фазы в процессе ЭИПС – объемная доля θ-фазы при нагреве сплава ВК10 от 1000 ºС до 1100 ºС увеличивается от ~5% до ~50%, при этом средний размер зерна увеличивается от ~1-1.5 мкм до ~2-2.5 мкм. Показано, что уменьшение содержания θ-фазы в структуре спеченного твердого сплава увеличивает коэффициент трещиностойкости, уменьшает микротвердость, а также увеличивает объемную долю крупных зерен.

Анализ влияния содержания кобальта на процесс спекания нанопорошковых композиций WC-Co показал, что снижение содержания кобальта от 10% до 3% приводит к повышению энергии активации процесса спекания от ~16 kT_m до ~30 kT_m. Показано, что уменьшение энергии активации

зернограничной диффузии с увеличением содержания кобальта в составе нанопорошков может быть связано с уменьшением концентрации углерода в составе твердого раствора внедрения с кобальтом.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ (грант №НШ-7179.2016.8).

****

СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ «КАРБИД ТИТАНА – ТИТАН»*

Криницын М.Г., Данковцев Г.О.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, krinmax@gmail.com

SYNTHESIS OF COMPOSITE POWDERS “TITANIUM CARBIDE - TITANIUM”

Krinitcyn M.G., Dankovtsev G.O.

Abstract: In this paper, the structure of composite powders "titanium carbide - titanium binder", obtained by Self-propagating high-temperature synthesis, is investigated. The structure and phase composition of the powders obtained are studied, the processes of structural and phase composition changes, which occur as a result of the synthesis reaction, are described and discussed.

Композиционные материалы и покрытия со структурой из дисперсных твердых частиц, заключенных в металлическую матрицу (связку), обладают уникальным сочетанием твердости, прочности, пластичности и износостойкости при абразивном износе и в контактных парах. Характерным примером таких материалов являются инструментальные твердые сплавы, получаемые спеканием порошковых смесей из дисперсных карбидов и металлической связки. Хорошо известно, что физико-механические и триботехнические свойства композиционных материалов и покрытий помимо свойств дисперсных включений и металлической связки во многом определяются структурой (объемная доля, дисперсность и морфология упрочняющей фазы).

Известно, что титан и его сплавы обладают низкой износостойкостью из-за склонности к схватыванию в контактных парах практически со всеми металлическими материалами. Для повышения износостойкости деталей, подвергающихся интенсивному износу, широко применяются покрытия, наносимые на изнашиваемые поверхности наплавкой или напылением. Для получения «толстых» износостойких покрытий на титан и его сплавы используется порошковая наплавка, причем состав порошковой присадки подбирают таким образом, чтобы получить композиционное покрытие, имеющее структуру матричного композита с дисперсными включениями частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов) в титановой матрице. Наибольший интерес в качестве твердой и тугоплавкой упрочняющей фазы в металломатричных композитах на основе титана представляет карбид титана. Для наплавки композиционных покрытий «TiC-Ti» обычно используются механические смеси порошков титана, карбида титана и графита в различных сочетаниях. В настоящей работе исследована структура и фазовый состав композиционных порошков, полученных самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) в порошковых смесях титан – углерод.

На рисунке 1 приведены рентгенограммы с порошков, синтезированных в аргоне и на воздухе.

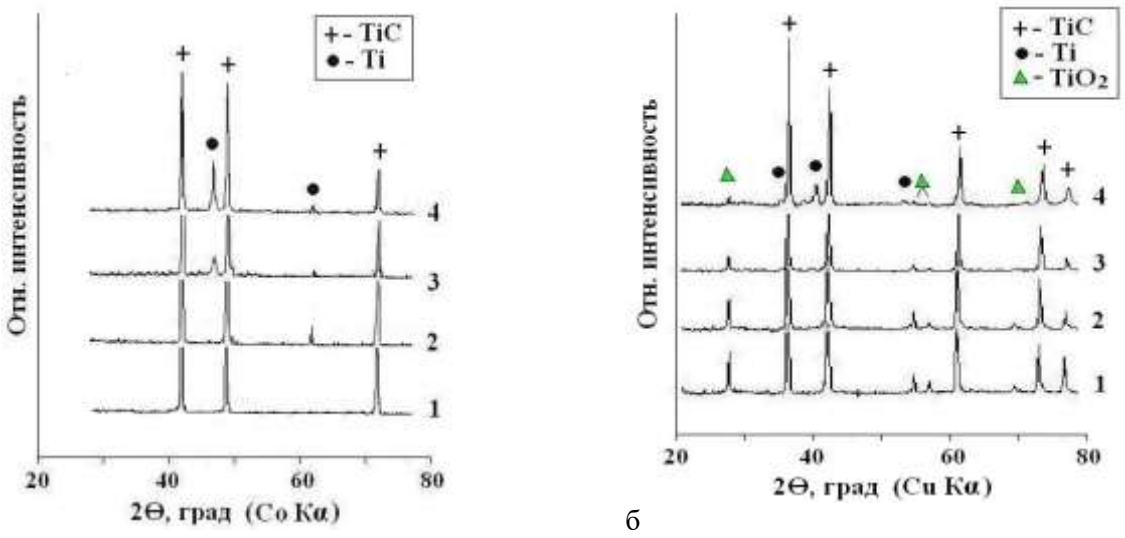
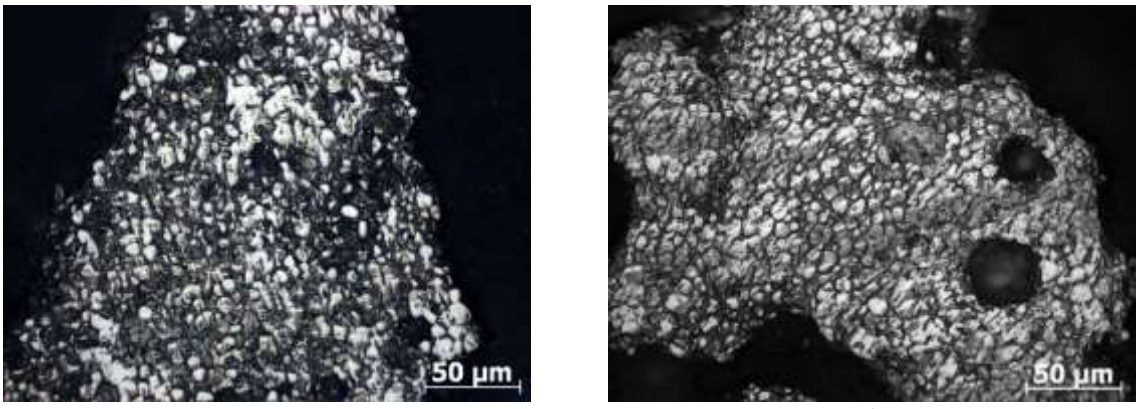


Рис. 1. Рентгенограммы СВС-порошков TiC_X+ Ti, синтезированных в аргоне (а) и на воздухе (б). Расчетное (при X=1) содержание титановой связки: 1 - 30об.%, 2 - 40об.% 3 - 50об.%, 4 - 60об.%.

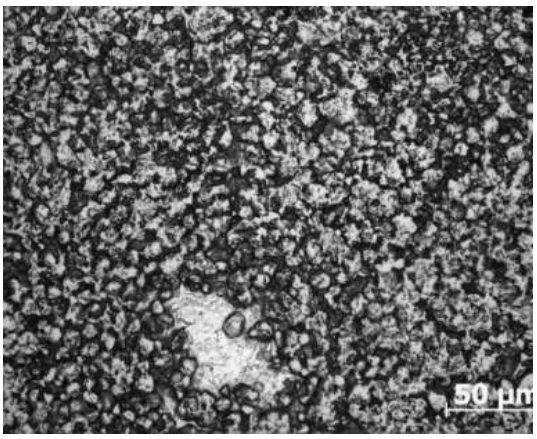
Рентгенофазовый анализ показал, что фактическое содержание титановой связки, рассчитанное по сумме интенсивностей рентгеновских линий, во всех СВС продуктах значительно меньше значений, рассчитанных в предположении образования карбида титана эквиатомного состава. Кроме этого было установлено, что во всех случаях параметр решетки карбида титана значительно меньше, чем известное значение 0,4327 нм для карбида эквиатомного состава.

Для композитов, синтезированных в аргоне, наиболее вероятной причиной этого отличия параметра решетки является образование нестехиометрического карбида. Согласно равновесной диаграмме двойной системы титан – углерод карбид титана TiC_X имеет широкую область гомогенности. Содержание углерода в карбиде при температурах, близких температуре плавления титана на двойной равновесной диаграмме изменяется в интервале значений X от 1 до 0,5.

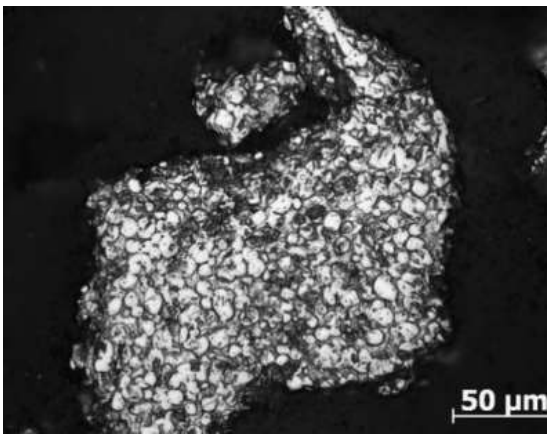
Металлографические шлифы удовлетворительного качества удалось получить только на порошках, содержащих титановую связку (рис. 2). Из сравнения изображений на рисунке 2 можно сделать вывод о том, что скорость охлаждения после завершения синтеза не влияет на структуру продуктов синтеза. По-видимому, формирование структуры (рост карбидных зародышей и срастание смежных частиц) происходит только в жидкой фазе во фронте реакции и в узкой зоне позади фронта и завершается в момент кристаллизации. Последующие диффузионные процессы в твердой фазе уже не влияют на структуру даже при относительно медленном охлаждении продуктов синтеза.



а *б*



в



г

Рис. 2. Структура СВС композиционных порошков TiC+Ti, синтезированных в аргоне (а,в) и на воздухе с закалкой в воду (б,г). Расчетное (фактическое) содержание титановой связки, об. %: (а,б) – 50 (6,5); (в,г) – 60 (24,6).

Таким образом, во всех полученных СВС-композитах образуется карбид титана нестехиометрического состава, при этом истинное содержание титановой связки во всех образцах значительно ниже расчетного. Синтезировать удается только порошки с расчетным содержанием связки не более 60 об.%.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВ НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

Сахаров Н.В.[1], Болдин М.С.[1], Нохрин А.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Ланцев Е.А.[1], Попов А.А.[1], Баранов Г.В.[2], Белов В.Ю.[2]

[1] Россия, Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Nokhrin@nifti.unn.ru

[2] Россия, ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», gleba@inbox.ru

STUDY OF INFLUENCE OF PROCESSING MODES OF POWDERS ON THE SINTERING KINETICS OF TUNGSTEN HEAVY ALLOYS

SakharovN.V., Boldin M.S., Nokhrin A.V., Chuvil'deev V.N., Lantsev E.A., Popov A.A., Baranov G.V., Belov V.Yu.

The influence of pre-pressing and mechanical milling on sintering kinetics of fine-grained tungsten alloys sintering in hydrogen and method of Spark Plasma Sintering (SPS). A model for the calculation of the sintering rate of tungsten heavy alloys, which can be used to determine the mechanism of sintering of particles of powder in the environment of hydrogen. It is shown that the intensity of the mechanically milling sintering of tungsten alloys is determined by the intensity of the processes of grain boundary diffusion.

В качестве объектов исследования выступали мелкозернистые порошки промышленных тяжелых вольфрамовых сплавов ВНЖ-90 (90W-7Ni-3Fe) и ВНЖ-95 (95W-3.5Ni-1.5Fe), а также модельного сплава W-11Ni. Порошковые композиции получали смешиванием исходных мелкозернистых порошков (начальный размер частиц вольфрама ~3 мкм) в планетарной мельнице. Спекание порошков осуществляли в водородной печи «Nabertherm RS 120/750/13» и методом электроимпульсного плазменного спекания в вакууме («Spark Plasma Sintering» (SPS)) с использованием установки «Dr. Sinter model SPS-625»).

Проведены эксперименты по исследованию влияния параметров прессования механоактивированного порошка в исходном состоянии и с добавлением пластификатора на плотность прессовок после водородного отжига. Проведено исследование влияния температуры водородного отжига на плотность порошковых прессовок. Показано, что использование в процессе прессования порошка ВНЖ-95 пластификатора «METAMAX B-29» снижает плотность начальной запрессовки и замедляет скорость усадки в процессе свободного спекания. Предложена качественная

модель расчёта, позволяющая оценить влияние давления в закрытых порах и межчастичного трения на процесс прессования. Показано, что главный фактором, тормозящим процесс уплотнения при прессовании заготовок из тяжелых вольфрамовых сплавов, является трение.

Проведены эксперименты по исследованию влияния предварительной обработки порошков на плотность после электроимпульсного плазменного спекания в вакууме. Установлено, что итоговое значение плотности заготовки из вольфрамового сплава зависит от ряда ключевых параметров, характеризующих процесс предварительного водородного отжига (восстановления) порошка, дисперсность и фазовый состав порошка, а также технологию его изготовления. Показано, что увеличение температуры и времени SPS – спекания приводит к повышению плотности образцов, в то время как влияние усилия прессования при изготовлении прессовок на плотность заготовок тяжелых вольфрамовых сплавов получаемых методом SPS не значительно.

Предложена полуфеноменологическая модель расчета зависимости плотности от температуры нагрева, с помощью которой можно определить механизм припекания частиц порошка в ходе свободного спекания. Показано, что энергия активации спекания мелкозернистых порошков W-11Ni близка к энергии активации диффузии по равновесным границам зерен никеля, а энергия активации спекания механоактивированных порошков сплавов ВНЖ-90 и ВНЖ-95 оказывается близка к энергии активации диффузии по неравновесным границам зерен. Предложена модель, позволяющая оценить влияние плотности решеточных дислокаций и уровня неравновесности границ зерен на кинетику спекания тяжелых вольфрамовых сплавов.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ (грант №НШ-7179.2016.8).

****

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВОЙ МЕДИ, ПОЛУЧАЕМЫХ РЕАКЦИОННЫМ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ

Смирнов В.М., Шалунов Е.П.

ФГБОУ ВО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова», Россия, vms53@inbox/ru

PROPERTIES AND STRUCTURE OF METAL-MATRIX COMPOSITE MATERIALS BASED ON POWDER COPPER PRODUCED BY MECHANICAL ALLOYING REACTION

Smirnov V. M., Shalunov E. P.

The results of experimental studies of the fine structure of composite metal-matrix materials of the Cu-Al-C-O system by atomic force microscopy and X-ray diffraction analysis are presented. It is shown that the materials studied are metal-matrix composites based on copper, hardened by highly disperse aluminum oxides and graphite and possessing high values of electrical conductivity, recrystallization temperature and mechanical properties. The influence of the initial composition and regimes of obtaining the materials under study on their structure and properties is analyzed.

Одной из перспективных технологий создания композиционных металломатричных материалов на основе порошковой меди является технология, основанная на методе реакционного механического легирования, который изначально был назван «реакционным размолом» [1]. Этот метод, в отличие от метода механического легирования, предусматривает размалывание в высокоэнергетической мельнице не просто готовой смеси порошков матрицы и фазы-упрочнителя, а порошков, которые обеспечивают получение этой фазы в результате размола и дальнейшего термодеформационного передела продукта размола. Полученные таким способом композиционные металломатричные материалы Cu-Al_2O_3 обладают сочетанием высоких значений электропроводности и механических свойств при высоких температурах. Но данная технология не нашла применения в промышленном производстве из-за необходимости использования термообработки гранулята в водородной среде со строго определенным соотношением восстановителя (водорода) и окислителя (перегретого пара).

В связи с этим, большой интерес представляют технологии, использующие в качестве восстановителей твердые реагенты (графит, древесный уголь и другие углеродосодержащие материалы). Авторами настоящей работы были предложены дисперсно-упрочненные композиционные материалы системы Cu-Al-C-O и технология их получения [2], в основе которой лежит метод реакционного механического легирования в высокоэнергетических шаровых мельницах – аттриторах. Основное отличие данного метода от предыдущих методов заключается в использовании в исходной смеси композита углерода в виде графита или сажи. Совместное введение в исходную шихту окиси меди и углерода в виде графита позволило отказаться от применения дорогих технологических восстановительных процессов и разработать композиционные металломатричные материалы на основе порошковой меди электроконтактного назначения, которые промышленно выпускаются. При этом в литературе недостаточно данных о структуре исследуемых материалов и о влиянии состава шихты и режимов получения композитов на их тонкую структуру и свойства.

Исходный состав шихты и условное обозначение исследуемых материалов представлены в табл. 1. В качестве исходных материалов использовали порошок меди марки ПМС-1, порошок алюминия (пудра пиротехническая) ПП-1, порошок графита карандашного ГК-3 и окись меди CuO.

Таблица 1

Химический состав шихты исследуемых материалов

Условное обозначение материала	Легирующие добавки, % мас.		
	Al	C (графит)	CuO
МАГ50-25	0,50	0,25	-
МАГ50-25К	0,50	0,25	2,64

Эксперименты проводились с использованием аттритора емкостью 15 л. Исследуемые порошковые смеси обрабатывали в аттриторе в течение 60 мин со скоростью вращения ротора 600 об/мин, соотношением массы порошка к массе мелющих шаров 1:15…1:20, в среде воздуха рабочей камеры аттритора.

Технологический передел полученных в аттриторе гранул в полуфабрикат в виде прутка включал следующие операции:

термообработка гранул (для материалов с добавлением окиси меди) в закрытой камере в присутствии карбюризатора (Na2CO3 – 25%, CaCO3 – 5%, остальное древесный уголь) при температуре 850 оС в течение 2…4 ч. Карбюризатор является генератором смеси газов {CO+CO2};

двустороннее холодное компактирование гранул в брикеты при удельном давлении 600 МПа;

нагрев завернутых в медную фольгу брикетов (или помещенных в капсулу с карбюризатором) до температуры 700 °С, выдержка при этой температуре 15…20 мин для их прогрева и последующая горячая экструзия в прутки.

Как видно из табл. 2, исследуемый композиционный материал МАГ50-25К, полученный в результате реакционного механического легирования порошковой меди с добавками алюминия, графита и окиси меди, имеют более высокую электропроводность и пластичность, но более низкие прочностные характеристики по сравнению с материалом МАГ50-25, полученным без добавления окиси меди и при более высокоэнергетическом режиме размола. Такой характер зависимости свойств от исходного состава шихты и режимов получения исследуемых материалов подтверждается результатами исследования их структуры с использованием методов атомно-силовой микроскопии (см. рис.) и рентгеноструктурного анализа.

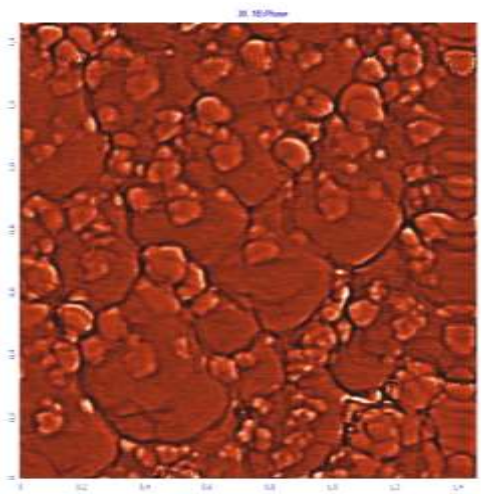
Таблица 2

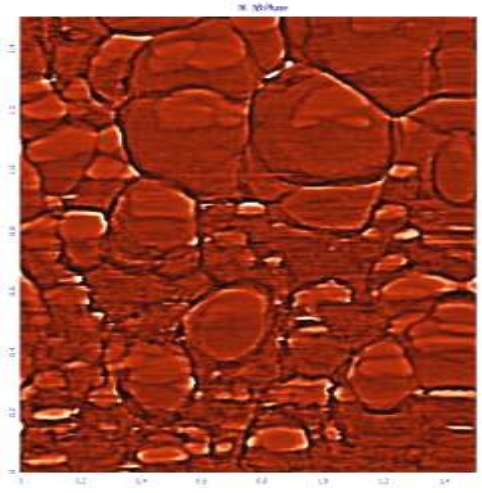
Основные свойства исследуемых материалов

Материал	Относительная электропро-водность, % IACS	Твердость по Бринеллю HB 5/750/30	Предел прочности при растяжении, МПа	Относитель-ное удлинение, %	Температура рекристаллизации, ˚С
МАГ50-25	48	181	717	8,7	930
МАГ50-25К	85	140	415	15	840

Как показывают результаты рентгенофазового исследования анодного осадка образцов, основными фазами-упрочнителями матрицы материала являются высокодисперсные частицы окиси

алюминия γ-Al_2O_3 и графит. Измерения параметра решетки матрицы показывают, что в материале МАГ50-25 содержание алюминия в решетки меди достигает 0,3% мас., а в МАГ50-25К – близок к нулю.





а *б*

Рисунок – Структура материалов МАГ50-25 (а) и МАГ50-25К (б).

Метод АСМ, в режиме «фаза»

Литература

1.Jangg G., Kutner F., Korb G. Herstellung und Eigenschaften von dispersionsgehärtetem Aluminium //Z. Aluminium, 1975, №51. S.641-645.

2.Пат. 2116370 Российская Федерация, МПК[6] C22C1/04, C22C1/10. Способ получения дисперсно – упрочненных материалов на основе меди / Шалунов Е.П.; заявитель ООО НТФ «Техма»; патентообладатель Шалунов Е.П.–№97104859/02; заявл. 27.03.97; опубл. 16.12.98, Бюл. №36. 10 с.

****

АНТИФРИКЦИОННЫЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВОЙ МЕДИ ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

Смирнов В.М., Шалунов Е.П.

ФГБОУ ВО «Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова», Россия, vms53@inbox.ru

ANTIFRICTION NANOSTRUCTURED COMPOSITE MATERIAL BASED ON COPPER POWDER FOR HEAVILY LOADED SLIDING BEARINGS

Smirnov V. M., Shalunov E. P.

Results of a research of a microstructure, density, hardness and coefficient of friction of antifrictional composite material on the basis of tin bronze with a filler in the form of the mechanoalloyed nanostructural granules on the basis of copper are given. It is shown that the investigated friction material for use in sliding bearings can be an effective alternative to the standard bronzes at specific loads not less than 100 MPa.

Увеличение нагрузок и скоростей в значительной мере изменяет тепловой режим двигателя и в целом повышает износ его деталей. Это обусловливает необходимость в материалах, способных устойчиво работать в условиях высоких температур и интенсивного скользящего механического контакта. В связи с этим особую актуальность приобретает создание новых антифрикционных материалов, в том числе композиционных материалов (КМ), в которых искусственно объединены пластичная металлическая матрица и высокопрочные, теплоустойчивые наполнители с низким

коэффициентом трения. При таком сочетании фаз достигается значительное повышение несущей способности материалов в трибосопряжениях, высокая износостойкость, задиростойкость [1,2].

Для обеспечения возможности работы многослойных подшипников скольжения коленчатого вала форсированных дизелей при удельной нагрузке не менее чем 100 МПа в настоящей работе предложено антифрикционный слой таких подшипников изготавливать из композиционного материала, основой которого является порошковая оловянная бронза, а в качестве наполнителя используются гранулы на основе меди, получаемые обработкой порошка меди с добавками в виде порошкового алюминия, графита и дисульфида молибдена в высокоэнергетической шаровой мельнице-атритторе- в среде воздуха. В результате обработки в аттриторе порошковой смеси обеспечиваются условия для образования в этих гранулах оксида алюминия γ –Al_2O_3, частицы которого размерами не более 50 нм равномерно распределены в матрице из α-твердого раствора Cu(Al). Такие сильно нагартованные гранулы, содержащие частицы γ –Al_2O_3 нанодисперсного уровня, обладают твердостью, почти в 3 раза превышающей твердость меди. Введение твердой смазки в виде частиц графита и дисульфида молибдена MoS_2 обеспечивает этим гранулам помимо повышения твердости, так же высокие триботехнические свойства, а именно низкий коэффициент трения и высокую износостойкость.

Однако получение высокопрочных и беспористых композиционных материалов методами порошковой металлургии является сложной задачей. Поэтому основной целью данной работы является исследование влияние состава и технологических режимов на структуру и свойства получаемых композитов.

Исходный состав гранульно-порошковой смеси образцов исследуемых материалов представлен в табл.

Таблица: Исходный химический состав и свойства исследуемых материалов

Условное обозначение материала	Исходное содержание компонентов в гранульно-порошковой смеси, % масс.			Плотность (кг/м³)/ твердость (НВ) после отжига при 600 °С, 2 ч
	основа материала		наполнитель	
	порошок меди ПМС-1	порошок олова ПОЭ	гранулы	
15/85	80,75	4,25	15	8170 / 131
20/80	76,00	4,00	20	8150 / 135

Гранулы были получены путем обработки в аттриторе в течение 90 мин смеси стандартных порошков меди марки ПМС-1, алюминия марки ПП-1, графита марки ГК-3 и дисульфида молибдена марки ДМИ-7. Для изготовления образцов исследуемых композиционных материалов полученные гранулы просеивали через сито с размерами ячеек 0,05 мм. Выход гранул с размерами 0,05 мм и менее составлял 87…92 % от всего количества полученных гранул.

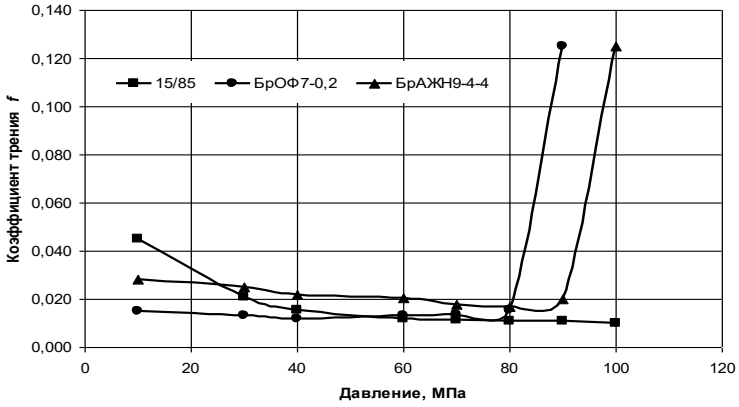


Рис. Зависимость коэффициента трения образцов исследуемых материалов от давления при скорости скольжения 5,2 м/с

Технология изготовления исследуемых образцов прямоугольной формы с размерами в плане 15х8 мм и высотой 6…7 мм включала следующие операции:

- получение гранульно-порошковой смеси путем смешивания в смесителе типа «пьяная бочка»

порошков меди, олова и гранул;

- изготовление прессовок холодным двусторонним компактированием гранульно-порошковой смеси в контейнере прессовой оснастки при давлении 500 МПа;

- нагрев прессовок в технологическом контейнере, заполненном твердым карбюризатором, при 450°С, извлечение из него и горячее их доуплотнение с этой температуры при давлении 500 МПа с выдержкой 2 мин;

- выпрессовка полученных образцов из контейнера;

- отжиг образцов в твердом карбюризаторе при 600…700°С в течение 1…2 ч;

Трибологические испытания полученных образцов исследуемых материалов проводили на модернизированной машине трения СМЦ-2 по схеме «вал – частичный вкладыш» с обильным поливом смазкой (моторное масло SAE 10W-40), при скорости скольжения 5,2 м/с и давлении между образцом и контртелом от 10 МПа до 100 МПа, изменяемом ступенчато по 10 МПа со временем выдерживания давления на каждой ступени нагружения до стабилизации температуры и момента трения. Материалом контртела служила сталь 40Х твердостью 42...45 HRC. В процессе испытаний регистрировали момент трения, число оборотов вращения ролика, силу его прижатия к ролику и зачеканенной в образец термопарой - его температуру. Износ образца определяли весовым методом с точностью 0,00015 г. За интенсивность его износа принимали отношение линейного износа, пересчитанного по данным весового износа, к пройденному пути.

Как показали испытания композиционного материала 15/85 на трение (рис.), проведенные по описанной выше методике, введение в спеченную оловянную бронзу дисперсных высокотвердых гранул, содержащих помимо наночастиц оксидов алюминия γ –Al_2O_3 также частицы графита и дисульфида молибдена, способствует улучшению триботехнических характеристик по сравнению, например, с бронзами БрОФ7-0,2 и БрАЖН9-4-4.

Композиционный материал 15/85 имеет более высокие значения коэффициента трения при давлениях от 10 МПа до 22 МПа по сравнению с бронзами БрОФ7-0,2 и БрАЖН9-4-4, а в интервале 40…80 МПа имеет примерно одинаковые с бронзой БрОФ7-0,2 значения коэффициента трения. При дальнейшем увеличении давления до 100 МПа коэффициент трения композиционного материала 15/85 постепенно снижается и достигает значения 0,01. При этом не наблюдается каких - либо явлений схватывания образца (колодки) с контртелом (роликом).

Литература

1. Дьячкова Л.Н., Витязь П.А., Воронецкая Л.Я. Псевдосплавы сталь-медный сплав антифрикционного назначения / Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: материалы 10-ой Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 12-14 сент. 2012 г. – Минск: Беларуская навука, 2012.- С. 52-54.

2. Патент РФ № 2576740. Антифрикционный композиционный материал на основе порошковой меди / Е.П. Шалунов, В.М. Смирнов, И.П. Урянский. Заявл. 19.08.2014. Опубл.10.03.2016. Бюл. № 7.

УДК 621.7

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ УСТАНОВКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВОДОУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА С ПРИМЕНЕНИЕМ РЕАГЕНТА-ПЛАСТИФИКАТОРА

Танашева Н.К. [1,3], Шуюшбаева Н.Н. [3], Тлеубергенова А.Ж. [1], Алпысова Г.К. [1]

[1]РГКП «Институт прикладной математики» КН МОН РК, Республика Казахстан,

[2]Карагандинский государственный университет имени академика Е.А. Букетова, Республика Казахстан,

[3]Кокшетауский государственный университет имени Ш. Уалиханова, Республика Казахстан,

nazgulya_tans2013@mail.ru

The article presents the results of a study of the effect of plasticizers on the stability of water-coal slurries derived from coal slurries. In the framework of the task to determine the optimal plasticizer reagent, an experimental setup has been developed. The process of enrichment of coal slurries has been studied, it is shown that the best results are obtained with the use of humic additives.

В первой половине XXI века, прогнозируется повышение роли угля в энергетике, что обусловлено его крупными запасами и истощением месторождений нефти и газа. В тоже время экологические проблемы, возникающие при использовании угольного топлива, требуют разработки и внедрения новых эффективных с экономической и экологической точек зрения угольных технологий, которые обеспечат существенный экологический эффект с максимально высокой полнотой использования добытого топлива. Вокруг многих угледобывающих и углеперерабатывающих предприятий в гидроотвалах и отстойниках скапливается большое количество добываемого угля, представленного в виде тонкодисперсных угольных шламов, перевод которых в технологически приемлемое топливо позволит не только улучшить экологическую обстановку в регионах, но и получить существенный экономический эффект.

В связи с этим становится актуальным использование шламов в виде водоугольных суспензий (ВУС), разработка эффективных процессов получения и применения которых должна базироваться на научно обоснованных процессах физического и физико-химического воздействия на исходный уголь с учетом свойств его органической и минеральной составляющих [1].

Для проведения экспериментальных работ по получению водоугольного топлива в лаборатории физики импульсных явлений в гетерогенных средах кафедры Инженерной теплофизики им. профессора Акылбаева Ж.С. была собрана электрогидроимпульсная установка с ультразвуковым проточным диспергатором

Установка работает следующим образом, подготовленные угольные шламы направлялись в рабочую ячейку, где происходил подводный электрический взрыв в присутствии пластификатора. Полученная в результате электрогидроимпульсной обработки водоугольная суспензия направлялась на установку обогащения, принцип действия которой основывался на методе ультразвуковой агломерации. Ультразвуковой диспергатор состоит из проточного преобразователя и блока управления. Диспергатор выполняет функцию дополнительного дробления, где и образуется химическая связь между полученной суспензией. Полученное топливо сливается в бак.

В результате выполненных исследований на электрогидроимпульсной установке для получения водоугольного топлива, исследован процесс формирования пространственной структуры водоугольных суспензий, изучены их реологические свойства, установлено, что стабильность водоугольных суспензий полученных на основе концентратов, определяется физико-химическими свойствами пластификаторов. Следует отметить, что суспензии в присутствии добавок обладают и хорошей текучестью [2, 3].

Применение в качестве стабилизатора гуминового препарата позволило получить стабильную водоугольную суспензию, со стабильными, практически не изменяющимися во времени свойствами. Стабильность водоугольных суспензий была максимальной при использовании от 1 % гумата натрия к массе угля.

После весьма длительного хранения водоугольные суспензии уплотнялись с образованием рыхлых осадков. При применении механического воздействия (перемешивания) происходило восстановление первоначальной структуры суспензии.

На основе полученных экспериментальных данных, разработана система математических уравнений, позволяющая расчетным путем вычислить интегральную и дифференциальную функции распределения частиц по размерам, краевой угол смачивания и смоченный периметр угольных частиц пластификатора, время необходимое на проведение процесса ультрозвуковой обработки,

которые являются исходными данными для расчета и выбора технологического оборудования и оптимизации процесса обогащения в целом.

Из полученных данных установлено, что наилучшей стабильностью обладают суспензии с гуминовой добавкой. В связи с требованиями к водоугольным суспензиям, предназначенным к прямому сжиганию в котлоагрегатах, было весьма важным определить вязкость полученных водоугольных суспензий, по значениям которой можно было делать выводы об их текучести. Добавление стабилизатора в количестве 1% от массы углемазутных гранул обусловлено тем, что при этом расходе водоугольное топливо обладает лучшей стабильностью. Установлено, что стабильность водоугольных суспензий полученных на основе углемаслянных концентратов, определяется физико-химическими свойствами реагентов-пластификаторов.

Список литературы

1.Уилсон К.Л. Уголь - "Мост в будущее". М.: Недра, 1985 г.

2.Kusaiynov K., Satybaldin A.Zh., Tanasheva N.K., Tleubergenova A.Zh., Sadenova K.K. Investigation of physical characteristics and atomizing properties of coal-water slurry fuel from the sludge of Shubarkul coal // Вестник Карагандинского университета. Серия «физика». – 2015. - № 3 (79). – С. 45-49.

3.Кусаиынов К., Танашева Н.К., Тлеубергенова А.Ж., Рожкова А.В., Сулейменова С.Е. Моделирование процесса распыления водоугольного топлива, полученного из шламов Шубаркульского угля // Вестник Карагандинского университета. Серия «физика». – 2015. - № 1 (77). – С. 71-74.

****

СЕКЦИЯ 7: *СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ*

****

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНАШИВАНИЯ ПОКРЫТИЙ (TI,AL)N МОДИФИЦИРОВАННЫХ CU И NI

Белов Д.С.[1], Блинков И.В.[1], Смирнов Н.И.[2], Волхонский А.О.[1], Бондарев А.В.[1], Сергевнин В.С.[1]

[1]Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС» (НИТУ «МИСиС»)

[2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)

Россия dm.blv@yandex.ru

В работе показано поведение наноструктурных покрытий (Ti,Al)N-Cu/Ni полученных методом ионно-плазменного вакуумно-дугового осаждения (arc-PVD) при различных видах изнашивания по сравнению с покрытием Ti-Al-N а также твердым сплавом без покрытия. Оценено влияние модифицирующих металлических компонентов на показатели покрытий. Отработан режим гидроабразивных исследований керамикометаллических покрытий толщиной порядка 4 мкм.

Сравнительные исследования трибологических свойств в интервале температур 20 - 500 °С образцов с керамикометаллическими и керамическими покрытиями, свидетельствуют о снижении коэффициентов трения первых покрытий со значений ~ 0,58 - 0,56 до 0,61 - 0,68 по сравнению со вторыми с ~ 0,68 до 0,7 при 20 и 500 °С соответственно. Методом измерительного царапания был определен когезионный характер разрушения покрытий с появлениями первых трещин при нагрузках 14,2 Н, и частичном вскрытии покрытий при нагрузках, превышающих 60-65 Н, полного вскрытия не наблюдается вплоть до нагрузки в 90 Н. Исследования эрозии покрытий (Ti,Al)N-Cu/Ni методом многоцикловых ударных нагрузок и в процессе гидроабразивного воздействия, показали, что наноструктурные покрытия с Cu и Ni оказались в 1,5 и 2 раза менее подверженными износу, чем покрытие системы Ti-Al-N соответственно. После 10^5 циклов нагружения в 250Н они не демонстрировало хрупкого растрескивания и сохраняли свою сплошность. По выглаживанию рельефа поверхности можно сделать вывод, что энергия ударного взаимодействия в данных покрытиях гасилась за счет пластического деформирования материала. При взаимодействии с абразивными частицами в высокоскоростном потоке жидкости керамикометаллические покрытия проявляют высокую сопротивляемость эрозии, значительно повышая стойкость твердого сплава. Покрытия (Ti, Al)N-Cu и (Ti, Al)N-Ni показали высокую сопротивляемость эрозии под воздействием высокоскоростного потока жидкости с абразивными частицами. Стойкость в 6 и 8 раз выше, чем у твердого сплава без покрытия и в 3-4 раза выше, чем у покрытия (Ti, Al)N соответственно.

По полученным результатам можно сделать вывод, что наноструктурные керамикометаллические покрытия(Ti, Al)N-Cu и (Ti, Al)N-Ni, обладающие твердостью порядка 48 и 52 ГПа в различных условиях трения и нагружения проявляют себя как материалы, обладающие высокой вязкостью и большим запасом прочности. Они характеризуются высокими показателями прочности при трении скольжения, монотонно возрастающих при царапании или циклических ударных нагрузках.

****

ФОРМИРОВАНИЕ ПЛАНАРНЫХ НАНОСТРУКТУР ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ

Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н.

ДонФТИ им. А.А.Галкина , г. Донецк, e-mail:bilniknik52@gmail.com

THE FORMATION OF PLANAR NANOSTRUCTURES BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF THE SURFACE

Belousov N.N., Varyukhin V.N.

Carried out *in situ* studies of processes of formation and evolution of planar nanostructures in TiNi by surface plastic shear strain under pressure. The possibility of the formation of a gradient and polydisperse planar nanostructures in TiNi was shown.

Формирование наноструктур в процессе ИПД при непрерывной регистрации деформационных и структурообразующих параметров (режим *in situ*), является необходимым условием деформационно-структурного упрочнения металлов и сплавов, способных работать и сохранять функциональные свойства при воздействии экстремальных деформаций, высокоэнергетических полей, агрессивной среды и пр. [1-3]. Идея разработки современной технологии ИПД поверхности заключалась в необходимости: 1) непрерывной регистрации деформационно-силовых параметров; 2) установления взаимосвязи между внешними структуроформирующими и внутренними микроструктурными параметрами.

Цель работы: разработать технологию ИПД поверхности функциональных материалов и провести *in situ* исследования процессов формирования и эволюции планарных наноструктур в условиях комплексного воздействия поверхностной пластической деформации сдвига и высокого давления.

Для осуществления ИПД технологии получения поверхностных наноструктур при сдвиге под давлением изготовлена универсальная деформационная камера Бриджмена, сменными элементами которой являлись наковальни из различных материалов: природных алмазов, сапфира и порошкового сплава ВК-6 [4]. Камера с наковальнями из ВК-6 сплава устанавливалась в специальное устройство 140 т пресса для осуществления кручения под давлением. Камера с алмазными наковальнями устанавливалась в реверсном устройстве деформационной машины 2167Р-50. В этой камере предусмотрена возможность установки в устройство с длиннофокусным микроскопом и на гониометр дифрактометра Дрон-3. Физико-механические свойства поверхностных наноструктур исследовались методами динамического микроиндентирования и склерометрии. Микроиндентирование осуществлялось непосредственно в камере Бриджмена с заменой верхней наковальни на алмазный индентор Виккерса или Берковича. Использовались образцы в виде дисков. Точность измерения силы - 10^{-4} Н, деформации - 10^{-3} мм. Скорость деформации кручения задавалась двигателем с червячной передачей и варьировалась в пределах 0.01 ÷ 1 рад/с; скорость деформации сжатия была постоянной и равнялась 10^{-3} $с^{-1}$. Устанавливалась зависимость угла поворота φ от величины крутящего момента M для различных значений напряжения сжатия. Из моментов вращения рассчитывались напряжения сдвига. Основным материалом исследования выбран никелид титана марки ТН-1, производства ООО "Промышленный центр МАТЭК-СПФ". Латентное наноструктурообразование и скрытое упрочнение исследовались на модельных материалах - монокристаллах меди, алюминия и цинка, последний характеризовался наличием нескольких независимых систем скольжения.

Получены планарные наноструктуры в нитиноле при интенсивной поверхностной пластической деформации кручения под давлением (включая трибологическое воздействие). Обнаружено, что в процессе структурообразования кривая зависимости напряжения сдвига от величины деформации кручения имела достаточно сложный характер. Обработка кривых деформации выявила стадийность процесса образования поверхностной наноструктуры. Рентгеноструктурным методом определены параметры статических и динамических смещений атомов Ti и Ni из положения равновесия в деформированном нитиноле. Кроме этого обнаружено, что в условиях ИПД поверхности под давлением происходило немонотонное изменение уширения и интенсивности рентгеновских линий, сопровождаемое дестабилизацией аустенита TiNi и образованием линий мартенсита. Периодическое травление и послойное снятие деформированного слоя с поверхности показало, что сформированная структура имела градиентный характер. Величина структурных элементов (по величине ОКР) непосредственно на поверхности (до глубины 0.01÷0.05 мм) изменялась от нанометрических ($d \approx 10 \div 100$ нм), до субмикронных ($d \leq 1$ мкм) и микроразмерных ($d \geq 1$мкм) на глубине более 1 мм. Обнаружено, что прекращение кручения в условиях сжатия и завершение процесса поверхностного наноструктурообразования сопровождалось: 1) релаксацией напряжений сжатия в условиях отсутствия сдвига 2) исчезновением акустической эмиссии как продольной, так и поперечной поляризаций; 3) стабилизацией электросопротивления и температуры образца; 4) деформационно-фазовым упрочнением (фазовый наклеп) при многократном инициировании эффекта памяти формы.

Показано, что характер образования наноструктуры во вторичных системах скольжения (латентное наноструктурообразование), активированных при сдвиге, зависел от характера наноструктуры, сформированной в первичных системах скольжения. Количественная обработка

профилей дифракционных линий в области больших углов отражения (метод XRD), показала наличие в градиентной наноструктуре наноразмерных блоков мозаики, занимающих более 50 % от общего количества структурных элементов (определялось как отношение площадей максимумов и диффузного фона). Обработка угловых зависимостей интенсивности методом SAXS в координатах $\ln I(\varphi) - \sin(\varphi)^2$, позволила определить размеры неоднородностей (по радиусу инерции R_φ), а также их распределение и угловую разориентацию. Обнаружено, что сформированные поверхностные наноструктуры являются градиентными (по глубине поверхностного слоя) и полидисперсными (в пределах одного слоя) с большим диапазоном углов разориентации и величины блоков мозаики.

In situ методами динамического микроиндентирования и склерометрии показано, что физико-механические свойства поверхностных слоёв являются неоднородными по толщине сформированной структуры. Исследована кинетика изменения предела текучести в температурной области максимальной диффузионной подвижности атомов титана и никеля в процессе изотермического и изохронного отжигов поверхностной структуры нитинола. Выявлено три стадии возврата физико-механических свойств и стабилизации поверхностной наноструктуры. Первая стадия характеризовалась существенной релаксацией внутренних упругих напряжений, слабым изменением предела текучести и отсутствием роста зерен. На второй стадии выявлено значительное уменьшение предела текучести и незначительный равномерный рост размеров зёрен. Третья стадия характеризовалась дальнейшим более слабым уменьшением предела текучести и значительным неравномерным ростом зёрен с увеличением дисперсности по размерам. Определены значения энергии активации на первой и третьей стадиях возврата. Показано, что эти значения удовлетворительно согласуются с энергией активации динамического возврата и термической рекристаллизации в деформированном TiNi.

Таким образом:

1. Разработана технология получения материалов с поверхностной градиентной НК и СМК структурами TiNi при интенсивной пластической деформации сдвига под давлением.

2. Применение технологии ИПД поверхности позволило выделить этапы формирования СМК и НК структур TiNi, путём установления функциональной связи между критическим сдвиговым напряжением и напряжением начала пластического течения и деформационного структурообразования.

3. Применение ИПДП технологии позволило установить взаимосвязь между внешними деформационно-силовыми параметрами: критическим сдвиговым напряжением, напряжением начала пластического течения и микроструктурными параметрами – размерами ОКР, количеством активных плоскостей скольжения, параметрами статических и динамических смещений атомов из положения равновесия.

4. Показано, что сформированные структуры TiNi являются метастабильными. *In situ* методом исследована кинетика релаксационных процессов изменения предела текучести и предела прочности нитинола в процессе кратковременного отжига. Выявлены три стадии возврата СМК и НК структуры в TiNi, которые связаны с процессами динамического возврата и термической рекристаллизации.

Литература.

1. Бриджмен П.,В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. (пер. с англ.) М. ИЛИ, 1955.

2. Валиев Р.З., Александров Н.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М, Логос, 2000.

3. Пшибыльский В. Технология поверхностной пластической обработки. М, Металлургия, 1991.

4. Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н. Деформационно структурированные материалы. Разрушающие методы исследования физико-механических свойств с применением компьютерных технологий. Т.1. Донецк, Изд-во ДонНУ, 2013, 271с.

****

СОЗДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ СОВРЕМЕННОГО СУДОСТРОЕНИЯ

Бобкова Т.И., Фармаковский Б.В., Соколова Н.А.

Россия, Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», npk3@crism.ru

CREATION OF FUNCTIONAL-GRADIENT COATINGS FOR PROTECTION AND RESTORATION OF RESPONSIBLE DETAILS AND NODES OF MODERN SHIPBUILDING

Bobkova T.I., Farmakovsky B.V., Sokolova N.A.

The results of work on creating gradient coatings sprayed with gas-thermal spraying are presented. Composite nanostructured powders are used as materials for sputtering. Gradient composition and properties in the cross-section of the coating is achieved through the combination of powders of various systems "Me-noMe" and methods of spraying.

Развитие машиностроения неразрывно связано с производством новых материалов [1]. Одним из эффективных способов улучшения поверхностных свойств деталей больших размеров является газотермическое напыление, позволяющее покрывать поверхность деталей любого размера и геометрии и создавать поверхностные слои толщиной до нескольких миллиметров. Анализ литературных данных показывает, что дальнейшее развитие такого направления, как напыление покрытий газотермическими методами, идет по пути совершенствования свойств за счет использования исходных наноструктурированных порошков [2,3,4]. Практика показывает, что введение нанопорошков позволяет получить существенно более высокие свойства, чем при напылении традиционных порошков [5], а также, основываясь на данных о количестве вводимого нанопорошка, прогнозировать с высокой точностью такие свойства, как твердость, пористость и адгезия. Для высоконагруженных изделий, работающих при высоких контактных нагрузках и подвергающихся значительному износу, твердость упрочненного слоя не должна превышать твердость основы более чем на 40 % для обеспечения требуемых прочностных свойств. Поэтому первостепенное значение принимают комплексные исследования, направленные на создание принципиально новых технологических процессов и продуктов с применением наночастиц, обеспечивающих плавный градиент твердости в покрытиях. Основная сфера использования градиентных покрытий - узлы, работающие в экстремальных условиях (значительные градиенты механических нагрузок и температуры)[6,7].

Разработанные в НИЦ «Курчатовский институт»- ЦНИИ КМ «Прометей» технологические принципы формирования функционально-градиентных покрытий (ФГП) можно разделить на три группы:

-послойное формирование покрытий из композиционных порошков различных комбинаций «матричный порошок- армирующий нанопорошок», обеспечивающее создание металломатричных ФГП с периодически повторяющимися слоями, включающие пластичные и упрочняющие компоненты;

-создание ФГП путем комбинирования микроплазменного и сверхзвукового «холодного» газодинамического напыления;

-формирование ФГП путем добавления и постепенного увеличения объемного содержания реакционного газа в транспортирующем при газотермическом напылении.

Созданные по первому способу покрытия рекомендуются для использования в элементах запорно-регулирующей судовой арматуры (клапанах, задвижках и т.д.), а так же в других ответственных деталях и узлах судового машиностроения, так как обладают уникальным сочетанием свойств: адгезия 58 МПа, твердость 10 ГПа и скорость коррозии <0,001 [8,9].

ФГП, формируемые по второму способу, наиболее актуальны к использованию для восстановления сильно изношенных деталей и узлов, заделыванию литейных дефектов и т.д., Твердость ФГП увеличивается от адгезионного слоя к периферийному с 1,55 до 5,07 ГПа, при толщине до нескольких десятков мм и адгезии 56 МПа.

Покрытия, создаваемые по третьему способу, могут быть рекомендованы для пар трения с возможностью экстренного торможения, в насосных системах, элементах энергетических систем и

криогенной техники. Разработанная технология позволяет формировать функционально-градиентное покрытие с повышением твёрдости с 4,2 до 7,5 ГПа, уровнем пористости ниже 0,9% и коррозионной стойкостью на уровне II класса «Весьма стойкие» [10].

Разработанные технологические принципы формирования износостойких градиентных покрытий на базе вновь созданных наноструктурированных композиционных порошковых материалов позволяют выполнять широкий спектр задач, как для получения новых изделий, так и для проведения ремонтно-восстановительных работ различных узлов судостроительной техники.

Разработанные покрытия, нанесенные из наноструктурированных композиционных порошков систем (металл-металл, металл-оксид, металл- карбид, металл-углерод и металл-нитрид), позволят обеспечить увеличение (не менее чем в 2 раза) срока службы изделий при работе в экстремальных условиях эксплуатации. Покрытия, нанесенные на контактные поверхности судопроводной арматуры, обеспечивают ресурс работы свыше 6000 циклов срабатывания (открытие-закрытие).

Литература:

1. Development and implementation of plasma sprayed nanostructured ceramic coating [Журнал]/ авт. Gell M. et. al// Surface and Coatings Technology.- 2001 г.- 146.- стр. 48-49.

2. Optimization of volume fractions for functionally graded panels consider in Functionally Graded Materials. [В Интернете]/ авт. Na K.-S. Kim J.-H.- 2009. г.- http://www.oeaw.ac.at/esi/english/research/materials/comp/fgms.html.

3. Performance of plasma sprayed nanostructured and converntional coating [Журнал]/ авт. Chawla V. Sidhu B.S., Puri D., Prakash S.// Journal of the Australian Ctramic Society.- 2008 г.- Vol.44: Т. №2.- стр. 56-62.

4. The master sintering curves for BaTi0.975Sn0.025O3/BaTi0.85Sn0.15O3 functionally graded materials. [Статья]/ авт. Marković S. Uskoković D.// J. Eur. Ceram. Soc.- 2009 г.- №11: Т. 29.- стр. 2309–2316.

5. The role of nano-particles in the field of thermal spray coating technology [Журнал]/ авт. Siegman S. Leparoux M., Rohr L.- Dublin, Ireland: Proc. of SPIE Nanotechnology and Nanophotonics, 2005 г.- стр. 224-231.

6. Влияние добавок ультрадисперсного Al2O3 на физико-химические свойства корундовой керамики [Статья]/ авт. М.В. Григорьев Е.И. Степанов, В.И. Кирко// Журнал НГУ.- 2008 г.- №1.- стр. 162-167.

7. Новые материалы в машиностроении [Книга]/ авт. В.А. Рогов В.В. Соловьев, В.В. Копылов. Москва: Учебное пособие, 2008.

8. Т.И. Бобкова, М.А. Юрков, А.А. Черныш, А.А. Елисеев, А.А. Деев, В.Н. Климов. Способ получения наноструктурированного конгломерированного порошкового материала для нанесения покрытий методами газодинамического и газотермического напыления. Патент РФ №2568555 от 08.07.14

9. Т.И. Бобкова, М.А. Юрков, А.А. Черныш, А.А. Елисеев, А.А. Деев, В.Н. Климов, Е.А. Самоделкин. Способ получения композиционного армированного порошкового материала. ПатентРФ № 2573309 от 08.07.14. Опубликован:20.01.2016 Бюль.№2.

10. Т.И. Бобкова, И.С. Прудников, А.Ф. Васильев, А.Я. Фармаковская, Б.В. Фармаковский. Способ получения износо-коррозионностойкого градиентного покрытия. Патент РФ №2551037 от 03.09.13.

****

ПОЛУЧЕНИЕ ГАП-ПОКРЫТИЙ НА МАТРИЦАХ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ

Богданова Е.А., Скачков В.М., Широкова А.Г., Скачкова О.В., Григоров И.Г., Сабирзянов Н.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: chemi4@rambler.ru

OBTAINING OF THE HAP–COATINGS ON DIFFERENT NATURE MATRIX

E.A. Bogdanova, V.M. Skachkov, A.G. Shirokova, O.V. Skachkova, I.G. Grigorov, N.A. Sabirzyanov

Works on the creation of composite materials with HAP-coating were carried out. The effect of various factors (matrix material and porosity, coating process, heat treatment) on the features of surface layer formation and its strength characteristics has been studied.

В ИХТТ УрО РАН проведен цикл работ по созданию композиционных материалов, где гидроксиапатит (ГАП) [1] выступает в роли функционального покрытия. Изучено влияние различных факторов (материал и пористость матрицы, способ нанесения покрытия, термическая обработка) на особенности формирования поверхностного слоя и его прочностные характеристики [2]. При выборе метода нанесения ГАП авторы руководствовались исключением возможности снижения его активности, связанной с увеличением размера зерен и частичным разложением при термообработке выше 800°С, характерным для ГАП, полученным осаждением из растворов [3]. Наряду с пористыми металлами матрицей может служить и полимер. Свойства полимерной матрицы (ПМ) будут определять функциональные характеристики полученного композита (биосорбенты, сорбенты для очистки сточных вод и загрязненных почв). В данной работе ГАП наносили на полимер, предоставленный для исследований Институтом металлоорганической химии им. Г.А. Разуваева РАН [4]. Экспериментально установлено, что метод ступенчатого вакуумного импрегнирования является перспективным для создания имплантатов с биоактивным покрытием в случае использования пористой металлической матрицы [5, 6], но при нанесении покрытия на полимер способствует разрушению матрицы из-за ее малой прочности. Относительно прочное покрытие на ПМ удается получить однократной пропиткой суспензией ГАП без механического воздействия при комнатной температуре (рис. 1).

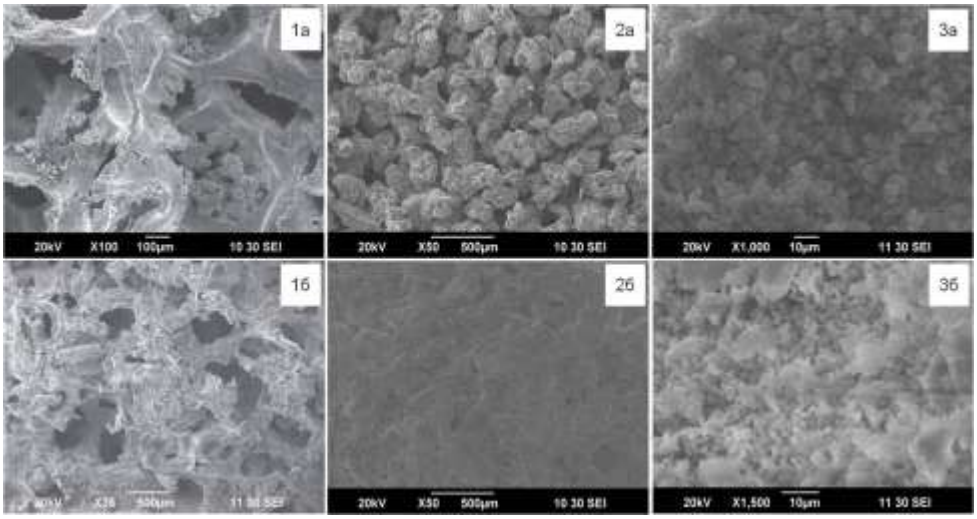


Рис. 1. СЭМ-изображения исходных (а) и покрытых ГАП (б) матриц: 1 - NiTi; 2 - Ti; 3 – ПМ [4]

Литература

1.Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Патент РФ № 2406693. 2010.

2.Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М. и др. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2017. Т. 11(1). С. 55-61.

3.Богданова Е.А., Сабирзянов Н.А. Материаловедение. 2015. №1. С.52-56.

4.Батенькин М.А., Конев А.Н., Менсов С.Н. и др. Высокомолекулярные соединения. Серия А. 2011. Т. 53. № 7. С. 1033-1043.

5.Борисов С.В., Богданова Е.А., Григоров И.Г. и др. Патент РФ № 2541174. 2014.
6.Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М. и др. Патент РФ № 2599039. 2016.

****

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ НА СМАЧИВАЕМОСТЬ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ДИ-(2-ЭТИГЕКСИЛ)ФОСФАТОВ МЕТАЛЛОВ

Голубина Е.Н., Кизим Н.Ф.
Новомосковский институт
ФГБОУ ВО «Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева», Россия
Elena-Golubina@mail.ru

THE INFLUENCE OF VIBRATIONS ON THE WETTABILITY OF FILMS BASED ON METALS DI- (2-ETHYHEXYL)PHOSPHATES

Golubina E.N., Kizim N.F.

It is shown that the material of cruds, spontaneously arising in the interfacial layer of the extraction system, applied in the form of a film on a glass plate, has a regulated ability to wet. The influence of the frequency of mechanical vibration on the value of the contact angle of wetting is shown.

Для придания поверхности материала водонепроницаемости, стойкости к коррозии, устойчивости к биообрастанию неорганическими и органическими соединениями используют гидрофобные и супергидрофобные покрытия. Нами предпринята попытка проверить возможность использования в качестве гидрофобного покрытия материал межфазных образований, самопроизвольно формирующихся в гетерогенной системе с ди-(2-этилгексил)фосфорной кислотой (Д2ЭГФК) и солью эрбия (III).

В данном сообщении представлены данные по влиянию механических колебаний, оказывающих локальное воздействие в межфазном слое экстракционной системы, на смачиваемость наноструктурированных пленок на основе ди-(2-этилгексил)фосфата эрбия (III).

В стеклянную ячейку наливали водный раствор соли металла и осторожно по стенке ячейки приливали раствор ди-(2-этилгексил)фосфорной кислоты (Д2ЭГФК) в разбавителе. Для извлечения вещества из переходного слоя тонкую стеклянную пластинку узким торцом медленно с постоянной скоростью погружали через слой легкой фазы и межфазную поверхность в тяжелую фазу на глубину 10 мм. Выдерживали пластинку определенное время в неподвижном состоянии, а затем медленно извлекали из системы. Аналогично материал межфазных образований наносили на алюминиевый и медный провод, хлопчатобумажную ткань и кожу. Извлеченный фрагмент материала межфазных образований промывали водой и органическим растворителем, используемым для разбавления экстракционного реагента. Краевой угол смачивания определяли по обычной методике. Для этого на поверхность материала наносили капли бидистиллата равных объемов и с помощью катетометра измеряли диаметр (d) и высоту капли (h). Краевой угол смачивания (θ) рассчитывали по уравнению

$$\cos\theta = \frac{(d/2)^2 - h^2}{(d/2)^2 + h^2}.$$

При проведении экспериментов в поле механических колебаний предварительно на межфазную поверхность водный раствор/воздух устанавливали вибратор, который представлял собой высокочастотную электродинамическую головку с жестко закрепленным в центре диффузора стержнем из нержавеющей стали, завершающийся вибрирующим элементом – фторопластовой треугольной призмой, имеющей в сечении вид равнобедренного треугольника и обращенной к поверхности раздела фаз вершиной.

При приведении в контакт водного раствора соли металла с раствором Д2ЭГФК в органическом разбавителе в переходной области гетерогенной системы образуется и накапливается материал на основе ди-(2-этилгексил)фосфата металла. Внешнее воздействие на систему в виде локальных механических колебаний позволяет синтезировать материалы с новыми свойствами. Сущность эффекта воздействия механических колебаний резонансной частоты на процесс формирования структуры в ДМС заключается в возможности передачи энергии вибратора

вязкоупругой среде, нарастанием колебаний и формированием в системе определенной структуры. Воздействие на систему механических колебаний резонансной частоты способствует получению более упорядоченной структуры (рис. 1).

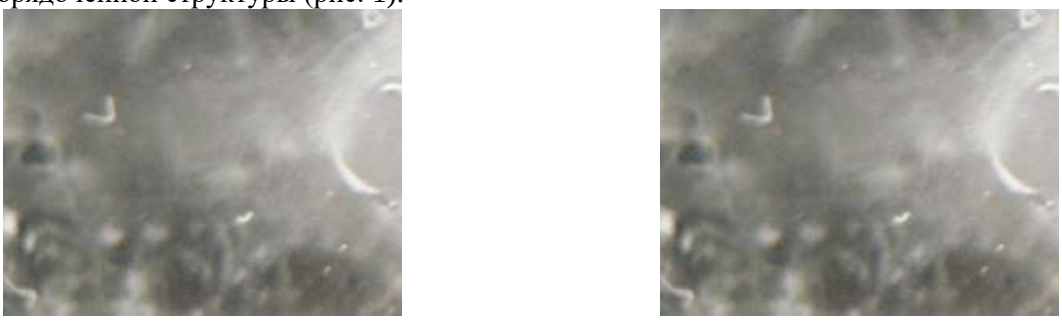


Рис. 1. Фотографические изображения поверхности материала, перенесенного на стеклянную пластинку, полученного в отсутствии колебательного воздействия (а) и при его наличии (б).

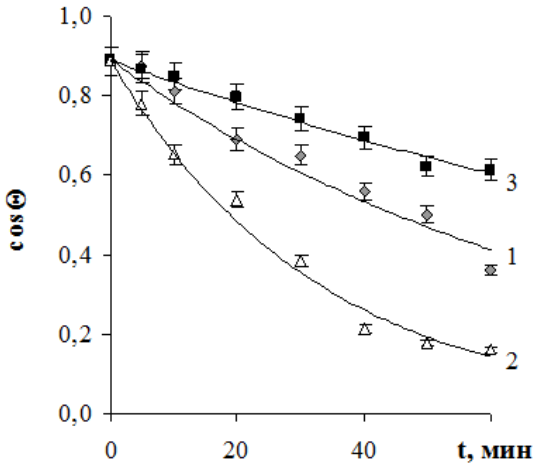


Рис. 2. Временная зависимость краевого угла смачивания пленки межфазных образований, полученных в системе 0,1 М водный раствор $ErCl_3$ / 0,05 М раствор Д2ЭГФК в толуоле при частоте колебаний, кГц: 5,0 (1); 5,4 (2) и 6,0 (3).

Представленная на рис. 2 временная зависимость краевого угла смачивания пленки материала межфазного образования, нанесенного на поверхность стеклянной пластинки, показывает на наличие связи с частотой колебаний, оказываемых в переходном слое в период формирования образований. Изменение смачиваемости материала, адгезированного на стеклянную пластинку, изменением структуры поверхностного слоя под воздействием колебаний виброэлемента. Подводимая механическая энергия препятствует образованию волокнистой структуры. При частоте ниже или выше резонансной образуется меньшее количество ди-(2-этилгексил)фосфата лантаноида; при этом структура поверхностного слоя материала на стеклянной пластинке менее выражена.

Материал межфазных образований, самопроизвольно возникающих в переходном слое экстракционной системы, нанесенный в виде пленки на стеклянную пластинку, обладает регулируемой способностью к смачиванию, что позволяет (варьируя условия эксперимента) получить материал с заданной величиной краевого угла смачивания. Опыт показывает, что при определенных условиях может быть получен материал, будучи нанесенным в виде тонкой пленки, он придает модифицированной поверхности практически полную несмачиваемость водой (табл. 1).

Таблица 1. Величина краевого угла смачивания некоторых материалов

Материал	Краевой угол смачивания (θ), ^{0}		
	без нанесения на поверхность ди-(2-этилгексил)-фосфата эрбия	при нанесении на поверхность ди-(2-этилгексил)-фосфата эрбия	при нанесении на поверхность ди-(2-этилгексил)фосфата эрбия, полученного при колебательном воздействии
Стекло	27	116	89
Медный провод	45	110	86
Хлопчатобумажная ткань	0	20	27
Алюминиевый провод	48	122	95
Кожа	67	102	95
Платина	55	107	87
Нихром	65	103	93

Уникальность материала, синтезируемого в межфазной области, состоящая в возможности регулирования его смачиваемости, обусловлена особенностями его получения. В результате гетерофазной реакции между компонентами системы образуются молекулы соли, которые, взаимодействуя между собой, образуют частицы, объединяющиеся впоследствии в агрегаты, являющиеся «кирпичиками» структурообразования в межфазном слое. Получение материала с прогнозируемыми свойствами можно считать элементом совершенствования технологии получения покрытий и расширяет знания в области свойств структурированных пленок и их синтеза по принципу «снизу-вверх».

****

МИКРОВОЛНОВЫЙ НАГРЕВ СМЕСИ ДЛЯ ГИДРОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК PBS

Карпов К.А., Туленин С.С.

Россия, ФГАОУ ВО «УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина», kostyakarp96@gmail.com

MICROWAVE HEATING OF SOLUTION FOR CHEMICAL BATH DEPOSITION OF PBS THIN FILMS

Tulenin S.S., Karpov K.A.

This article describes dynamics of microwave heating of solution for chemical bath deposition of thin films of PbS.

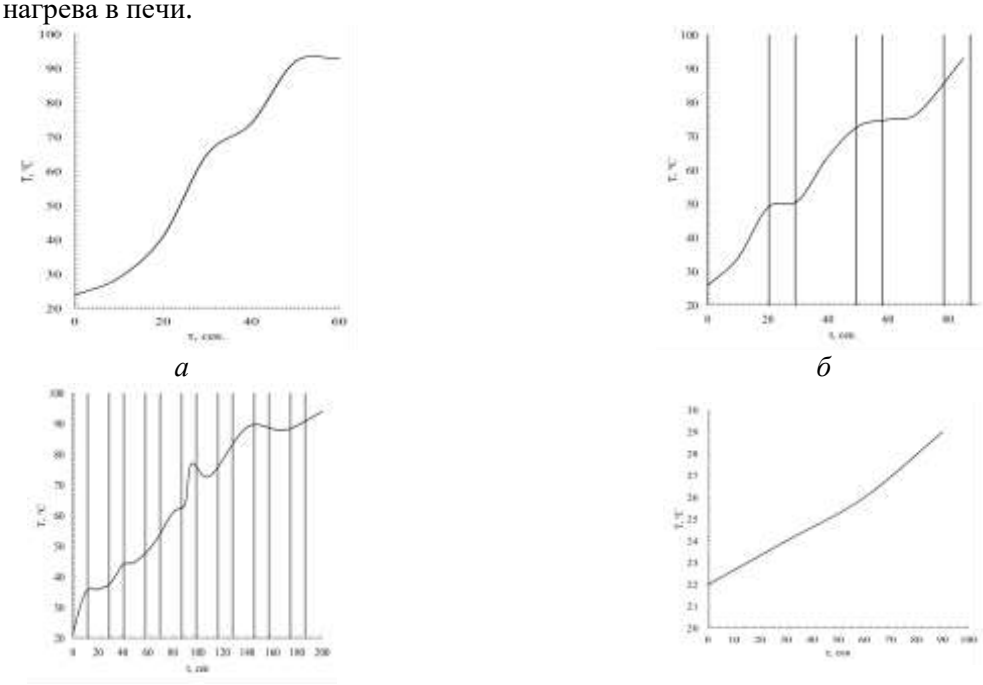
Метод гидрохимического осаждения тонких пленок отличается возможностью влиять на свойства готовых полупроводниковых покрытий путем изменения состава рабочей смеси или условий синтеза. В ряде работ было показано непосредственное влияние микроволнового нагрева на конечные свойства продукта [1, 2].

Целью настоящей работы являлось изучение скорости нагрева реакционной смеси и проведение гидрохимического осаждения тонких пленок PbS в микроволновой печи.

Объектами исследования являлись растворы, содержащие ацетат свинца, цитрат натрия, аммиак, иодид аммония и тиомочевину. Нагрев проводился в микроволновой печи мощностью 900 Вт с частотой электромагнитного излучения 2450 МГц. Температуру смеси определяли термометром сопротивления. Точность измерения составляла ±0.01 °C. Градуировку термометра сопротивления проводили в термостатируемых условиях при двух температурах 30 и 85 °C, соответственно.

На первом этапе была исследована работа магнетрона печи с целью выбора оптимальных условий нагрева реакционной смеси. Из режимов работы магнетрона, представляющих из себя диапазон значений мощности от 0 до 100 % от максимальной с шагом 10 %, для исследования были выбраны: 100, 70, 40, 10 %, соответственно. В связи с тем, что осаждение пленок сульфида свинца

проводится из водных растворов солей, в качестве модельной системы была выбрана дистиллированная вода. На рис. 1 представлены зависимости температуры дистиллированной воды от времени ее нагрева в печи.



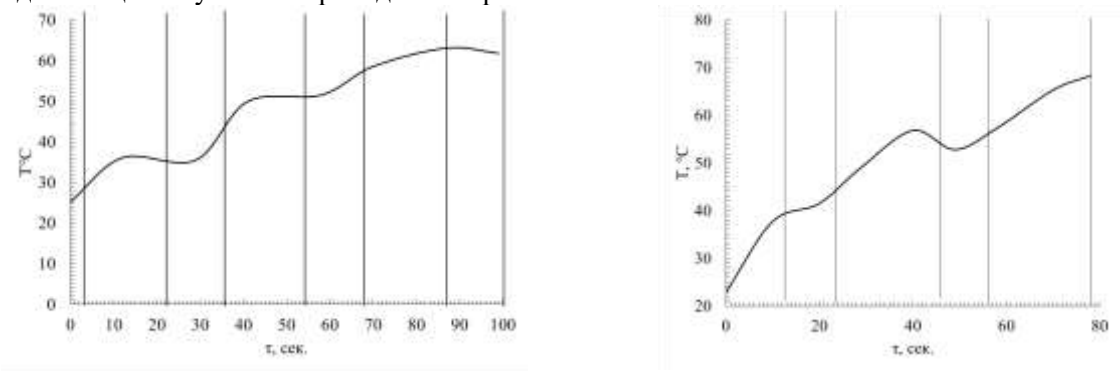
а *б*

в *г*

Рис. 1. Зависимость температуры дистиллированной воды от времени нагрева.
а — 100 % мощности; б — 70 % мощности; в — 40 % мощности; г — 10 % мощности. Вертикальными линиями разграничены режимы работы магнетрона (работа/„отдых“)

По полученным результатам был сделан вывод о пропорциональности времени одного цикла работы магнетрона мощностному режиму, и были определены оптимальные мощности по критерию скорости нагрева и удобства снятия показаний, равные 360 (40%) и 630 Вт (70%), для дальнейшего исследования нагрева.

На втором этапе была определена скорость нагрева реакционной смеси для осаждения сульфида свинца. Результаты приведены на рис. 2.



а *б*

Рис. 2. Зависимость температуры рабочего раствора от времени нагрева в микроволновой печи.
а — мощность 40 %; б — мощность 70 %. Вертикальными линиями разграничены режимы работы магнетрона (работа/„отдых“)

Стоит отметить то, что рабочий раствор в микроволновой печи нагревается значительно быстрее, чем при нагреве в жидкостном термостате. В ходе эксперимента было показано, что образование пленок сульфида свинца возможно после 5 минут синтеза. Это указывает на сильное воздействие на систему дополнительных тепловых эффектов, вызванных микроволновым излучением [2, 3]. Полученные в результате синтеза тонкие пленки сульфида свинца имели серый цвет и ровную глянцевую поверхность. График температурных колебаний в реакционной смеси в процессе микроволнового осаждения представлен на рис. 3.

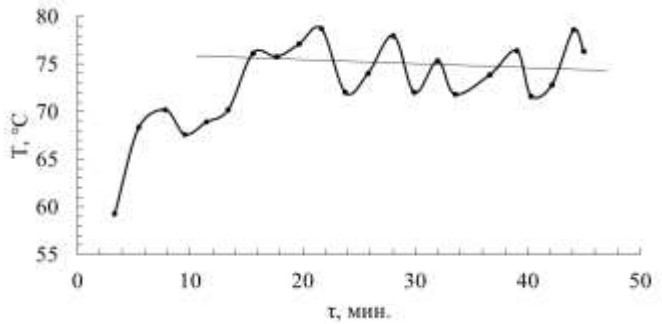


Рис. 3. Зависимость температуры реакционной смеси от времени в процессе осаждения PbS.

Из приведенной зависимости на рис. 3 видно, что в ходе эксперимента температура реакционной смеси не превышала 80 °С. Максимальная температура составила 78.70 °С, что можно объяснить присутствием в реакционной смеси большого количества аммиака (7.65 масс.%).

Полученные на данном этапе результаты, заставляют внимательней изучить процесс нагрева реакционной смеси в термостатируемых условиях при температурах выше 80 °С в случае классической методики синтеза. Дальнейшие исследования будут направлены на определение взаимосвязи условий получения тонких пленок сульфида свинца при микроволновом нагреве с их структурой и электрофизическими свойствами.

Литература:

1. И.В. Кубракова. Микроволновое излучение в аналитической химии: возможности и перспективы использования//Успехи химии. 2002. т. 71. №4. С. 327-331.

2. И.В. Кубракова, Р.Х. Хамизов. Использование микроволнового нагрева для быстрого определения кинетических параметров реакций. Кинетика разложения органических веществ азотной кислотой//Известия Академии Наук. Серия химическая. 2005. №6. С. 1371-1375.

3. И.П. Чихачева. Влияние микроволнового излучения на фазовое состояние и свойства поливинилового спирта//Химия и химическая технология. 2010. т. 53. №8. С. 93-97.

****

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 12Х18Н10Т

Кувшинов М.О., Хлыбов А.А.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева, makskuvshinov2007@yandex.ru, Hlybov_52@mail.ru

INFLUENCE OF SURFACE PLASTIC DEFORMATION IN ULTRASOUND FIELD ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL 12X18H10T

Kuvshinov M.O., Khlybov A.A.

The influence of surface plastic deformation in an ultrasonic field on austenitic steel 12X18H10T is considered in the article. It is shown that in the surface layer the microstructure changes, microhardness increases, residual compressive stresses are formed.

Среди методов упрочняющей технологии в производстве эффективными считаются методы поверхностного пластического деформирования (ППД), повышающие качество поверхностного слоя.

К числу распространенных методов поверхностного пластического деформирования относится поверхностное пластическое деформирование в ультразвуковом поле. Сущность ультразвуковой обработки заключается в воздействии на упрочняемую поверхность стального или твердосплавного индентора, прижатого к ней и вибрирующего с ультразвуковой частотой. При контакте инструмента и детали возникают высокие локальные напряжения. Ультразвуковой инструмент пластически деформирует поверхность вследствие многократных периодических ударов инструмента. Среднее давление, создаваемое в поверхностном слое детали, в 3 - 9 раз меньше, чем при других способах поверхностного пластического деформирования. Большая доля энергии непосредственно затрачивается на искажение кристаллической решетки с интенсивным зарождением, движением и закреплением дислокаций.

Методы поверхностного пластического деформирования позволяют существенно изменить структуру поверхностного слоя детали. В результате таких обработок упрочняется поверхностный слой, повышается износостойкость, усталостная и коррозионно-усталостная прочность за счет изменения дислокационной структуры, измельчение зерен до наноразмера, увеличение углов разориентировки дислокационных фрагментов. При этом исправляется технологическая наследственность на поверхности обрабатываемой детали.

Целью выполнения данной работы было проследить изменения происходящие со структурой и свойствами стали 12Х18Н10Т после поверхностного пластического деформирования в ультразвуковом поле.

Материалом исследования являлась сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т с химическим составом соответствующим ГОСТ 5632-72: Si не более 0,8%; Mn не более 2,0; Cu не более 0,3; Ni 9,0-11,0; S не более 0,002; Ti 0,6-0,8; C не более 0.12; P не более 0,053; Cr 17,0-19,0.

Упрочняющая обработка проводили установкой, состоящей из ультразвукового генератора IL 1О–0.63 и ультразвуковой колебательной системы. Обработка образцов осуществлялась непосредственно индентором из вольфрамового твёрдого спечённого сплава ВК8. Обработка проводилась на частоте 22кГц.

Исследование влияния ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства стали по глубине образца производилась при следующем режиме обработки: усилие прижима ультразвукового индентора F_N=50, 100, 150, 200Н.

На рисунках 1а, 1б, 1в, 1г представлена микроструктура стали 12Х18Н10Т после ультразвуковой ударной обработки.



а) *б)* *в)* *г)*

Рисунок 1. Микроструктура 12Х18Н10Т после ультразвуковой ударной обработки, сила прижима F_N а) 50Н, б) 100Н, в) 150Н, г) 200Н, х200

Микроструктура поверхностного слоя стали 12Х18Н10Т после ультразвукового ударного деформирования состоит из мартенсита деформации, наблюдается значительное измельчение зерен в поверхностном слое.

На обработанных образцах проводились измерения микротвердости на микротвердомере ПМТ–3 при нагрузке на индентор 100г по ГОСТ 9450-76. Усредненные результаты измерения микротвердости: в исходном состоянии – 200 HV, после ультразвуковой обработки при 50Н – 230,3 HV, после ультразвуковой обработки при 100Н – 272,1 HV, после ультразвуковой обработки при 150Н – 300,3 HV, после ультразвуковой обработки при 2000Н – 347,3 HV. Анализ изменения микротвердости по глубине поверхностно слоя показал, что при удалении от поверхности уровень микротвердости уменьшается и достигает исходного значения.

Остаточные макронапряжения поверхностного слоя измерялись при помощи автоматического многофункционального рентгеновского дифрактометра общего назначения типа ДРОН. В исходном состоянии остаточные микронапряжения поверхностного слоя: -35…0 Мпа. После ультразвукового ППД в поверхностном слое появились сжимающие остаточные микронапряжения имеющие максимум на поверхности: $\sigma_{ост\ 5}$ = -345 МПа; $\sigma_{ост\ 10}$ = -390 МПа; $\sigma_{ост\ 15}$ = -440 МПа; $\sigma_{ост\ 20}$ = -490 МПа. После обработки в деформированном слоя появились значительные сжимающие макронапряжения, которые достигли максимума на поверхности. При этом уровень напряжений увеличивается с увеличением степени деформации (при увеличении силы прижима инструмента к заготовке) поверхности, данная зависимость носит логарифмический характер, что соответствует кривой упрочнения стали 12Х18Н10Т. Это говорит о том, что в процессе деформации не был превышен предел прочности материала или допущен перегрев, сопровождаемые снижением показателей качества поверхности.

Проведенные экспериментальные исследования позволяют наглядно показать преимущества ультразвуковой обработки и возможность применения ультразвукового пластического деформирования для повышения характеристик поверхностных слоев стали 12Х18Н10Т.

****

ТВЕРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ ПЛЕНОК КАРБИДА КРЕМНИЯ

Кузьмина В.О., Солдатенко С.А.

Россия, Воронежский государственный технический университет, vk15011991@mail.ru

Kuzmina V.O., Soldatenko S.A.

Annotation. After activation of synthesis processes by the radiation of powerful pulse xenon lamps (range of lengths of waves of 0,2-1,2 microns) on a surface of plates of silicon by method of chemical conversion has received thin films of β-SiC. Substructure of β-SiC films have been investigated by methods of the diffraction of high-velocity electrons (DHVE) and the translucent submicroscopy (TS).

Методом импульсной фотонной обработки (ИФО) пластины кремния (толщиной 450 мкм) в атмосфере метана на поверхности синтезирована пленка β-SiC. Синтез осуществлен в результате твердофазной реакции Si + C = SiC, в которой источником кремния является подложка, а углерод образуется при пиролизе метана на свободной поверхности. Активацию процессов проводили излучением мощных импульсных ксеноновых ламп (диапазон длин волн 0,2-1,2 мкм). Плотностью энергии излучения ($E_И$), поступающего на образец, составляла 160 Дж·см$^{-2}$. Длительность ИФО – 2 с. Давление метана в зоне реакции не превышало 5,3·10^{-1}Па.

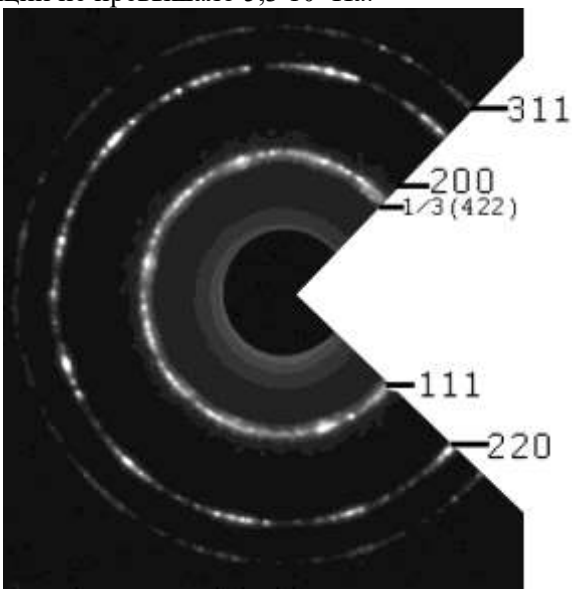


Рис. 1 Картина микродифракции участков пленки SiC, освобожденной от подложки; $E_И$ = 160 Дж·см$^{-2}$.

Согласно представленным на рис.1 электронограмме и ПЭМ-изображениям, на поверхности (111)Si формируется пленка β-SiC кубической сингонии пространственной группы $F\vec{4}3m$ и параметром решетки 0,436 нм. Пленка β-SiC – нанокристаллическая с преимущественной двухосной текстурой по ориентационному соотношению с подложкой кремния: (111), [1 $\bar{1}$ 0]SiC II (111), [1 $\bar{1}$ 0]Si.

Хорошо проявляющиеся рефлексы типа $\frac{1}{3}422$ свидетельствуют о дефектной упаковке зерен, то есть о наличии слоев гексагональной фазы. Размер зерен, определенный по темнопольным изображениям, составляет около 15 нм. Высокая дисперсность пленок при хорошо выраженной текстуре обусловлена большой скоростью процесса зарождения–роста карбидной фазы (около 40 нм·с$^{-1}$), возможностью двухориентационной (с учетом 180–градусной позиции) эпитаксии и

образованием двойников второго порядка.

Из картин ДБЭО (зона съемки <110>Si) следует, что зерна, образующие двухосную текстуру, достигают приповерхностной области. Кроме того, наряду с параллельной ориентацией имеются зерна в двойниковой (180 – градусной) ориентации и произвольно ориентированные зерна. Слабая относительная интенсивность колец на электронограмме ДБЭО свидетельствует о том, что доля произвольно ориентированных зерен в приповерхностном слое пленки ниже, чем в объеме.

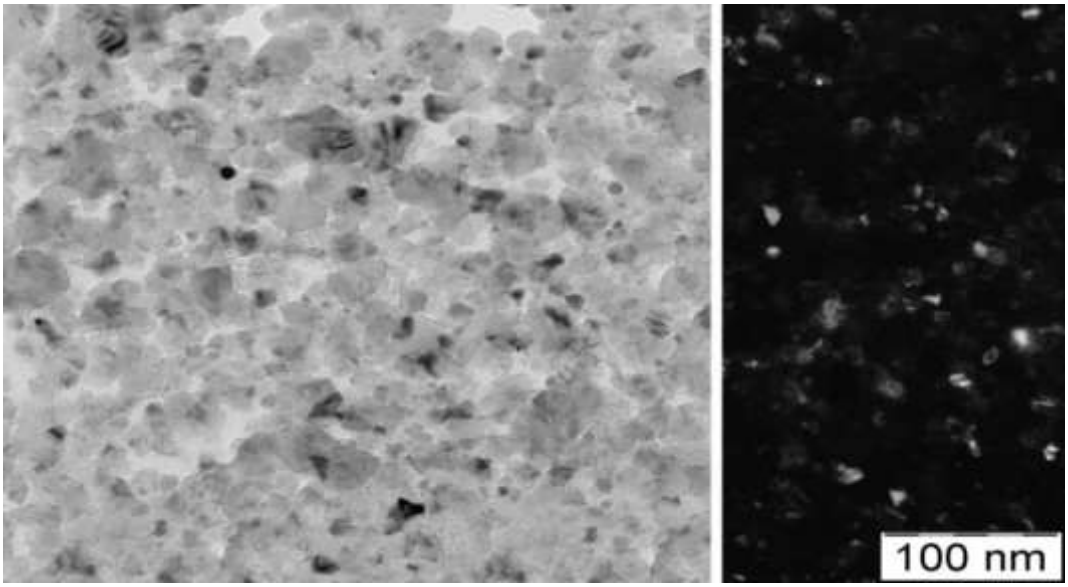


Рис. 2 Светлопольное и темнопольное изображения участков пленок SiC, освобожденных от подложки; $E_И$ = 160 Дж·см$^{-2}$.

****

ПОЛУЧЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СВС - ЭЛЕКТРОДОВ СИСТЕМЫ MO-SI-B

Лебедев Д.Н., Кудряшов А.Е., Потанин А.Ю., Левашов Е.А.

Россия, Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН, e-mail:nikolovich92@bk.ru

PRODUCTION OF PROTECTIVE ELECTROSPARK COATINGS ON NICKEL ALLOY USING MO-SI-B ELECTRODES

D. N. Lebedev, A. E. Kudryashov, A. Yu. Potanin, and E. A. Levashov

The kinetics of deposition of electrospark coatings onto EP718-ID refractory nickel alloy using four compositions of SHS Mo-Si-B electrodes in air was investigated. The optimal frequency–energy regime of electrospark treatment (E=0.048 J, I=120 A, f=3200 Hz, and t=20 μs) characterized by the minimum roughness of the coating surface was determined. The structure, phase composition, and properties of the coatings were comprehensively studied. The wear patterns in tribological tests of the coatings were analyzed. The coatings were shown to significantly enhance hardness, heat and wear resistance of nickel alloy and were recommended to be used in protection of critical components.

Современные тенденции развития авиационного газотурбинного двигателестроения (ГТД) и связанные с ними решения проблем повышения мощности и снижения массы двигателей неразрывно связаны с вопросами повышения параметров рабочего процесса: температуры газа на входе в турбину и давления по тракту в связи с увеличением степени повышения давления компрессора, а также увеличения окружных скоростей. Особенно актуальны вопросы повышения температуры газа для малоразмерных двигателей. В связи с этим возникают проблемы обеспечения работоспособности конструкционных материалов в условиях высоких температур, напряжений и агрессивной среды [1].

Наиболее эффективным способом повышения ресурса и надежности ответственных деталей авиационной техники является нанесение на их рабочие поверхности многофункциональных защитных покрытий. К преимуществам технологии импульсного электроискрового легирования относится: высокая адгезия формируемых покрытий, возможность локальной обработки поверхности изделий, в том числе крупногабаритных, относительная простота реализации метода, отсутствие жестких требований к подготовке поверхности перед нанесением, высокая надежность оборудования. Технологический процесс нанесения покрытий относится к экологически чистым, характеризуется низким энергопотреблением, высокой рентабельностью и быстрой самоокупаемостью инвестиций. Метод сопровождается различными физико-химическими превращениями поверхностного упрочненного слоя детали.

Целью данной работы являлось изучение особенностей формирования электроискровых покрытий на подложках из никелевого сплава ЭП718-ИД при варьировании частотно-энергетических режимов обработки, а также исследование структуры, состава, рельефа и свойств сформированных покрытий.

В качестве электродов использованы жаростойкие композиции в системе Mo-Si-B, изготовленные по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [2]. В работе применялись 4 состава материалов: 51%Mo_2B + 2%MoB + 47%Mo_5SiB_2, 41%MoB + 59% $MoSi_2$, 96%Mo_5SiB_2 + 2%Mo_3Si + 2%Mo, 89%$MoSi_2$ + 9%MoB + 2%Mo_5Si_3. В качестве материала катода (подложки) брали никелевый сплав ЭП718-ИД (ХН45МВТЮБР-ИД), применяемый для изготовления деталей и узлов авиационной техники.

Покрытия наносились на установке «ALIER-METAL 303» на воздухе поочередным локальным воздействием импульсного разряда на все участки обрабатываемой поверхности путем многократного прохождения анода над одним и тем же участком катода, при варьировании энергетических режимов обработки (E=0,048 – 0,192 Дж). Определены параметры электроискрового легирования (удельная и суммарная эрозия анода; удельный и суммарный привес катода). Найден оптимальный режим обработки (I=120 А, f=3200 Гц, τ=20 мкс). Проведены измерения теплофизических свойств электродов составов 51%Mo_2B + 2%MoB + 47%Mo_5SiB_2 и 96%Mo_5SiB_2 + 2%Mo_3Si + 2%Mo. Рассчитан критерий Палатника. Установлено, что шероховатость покрытий зависит от состава электродных материалов, а также от энергетического режима обработки и составляет 6,3 – 8,7 мкм (на оптимальном режиме). В результате импульсной электроискровой обработки на установленном оптимальном энергетическом режиме на поверхности никелевого сплава формируются покрытия, характеризующиеся высокой сплошностью (до 100 %), толщиной до 30 мкм, твердостью до 4,4 ГПа. По результатам трибологических испытаний установлено снижение скорости износа до 4,2 раз.

Проведен комплекс исследований структуры, фазового состава и свойств сформированных покрытий. Показано, что электроискровая обработка способствует росту жаростойкости и износостойкости сплава ЭП718-ИД, а применение СВС - электродов перспективно для упрочнения деталей авиационной техники из никелевых сплавов.

Работа поддержана частично фондом содействия инновациям "УМНИК", грант №8374ГУ/2015 в части изучения кинетики процесса осаждения покрытия, а также при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013-2020 гг (проект № К2-2016-002).

Литература

1.Н. А. Шарова, Е. А. Тихомирова, А. Л. Барабаш и др. К вопросу о выборе новых жаропрочных никелевых сплавов для перспективных авиационных ГТД // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета, № 3(19), 2009, с. 249-255

2.Levashov E.A., Pogozhev Yu.S. N.A. Kochetov, D.Yu. Kovalev, N.V. Shvyndina, T.A. Sviridova, Self-propagating high-temperature synthesis of advanced ceramics in the Mo-Si-B system: Kinetics and mechanism of combustion and structure formation, Ceramics Intenational, 2014. Vol. 40, pp. 6541-6552.

****

СТРУКТУРА, ТЕКСТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И УПРУГО-НАПРЯЖЕННЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЛАВА TINI, СФОРМИРОВАННОГО ПУТЕМ ОБРАБОТКИ МИКРОСЕКУНДНЫМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Мейснер Л.Л.[1,2], Миронов Ю.П.[1], Озур Г.Е.[3], Марков А.Б.[3], Яковлев Е.В.[3]

[1]Россия, ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, myp@ispms.tsc.ru

[2]Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет, llm@ispms.tsc.ru

[3]Россия, ФГБУН Институт сильноточной электроники СО РАН

STRUCTURE, TEXTURE EFFECTS AND ELASTIC-STRESSED STATES OF THE TINI SURFACE LAYER FORMED UNDER MICROSECOND LOW-ENERGY ELECTRON BEAM

Meisner L.L., Mironov Yu.P., Ozur G.E., Markov A.B., Yakovlev E.V.

The influence of the pulse number of the low-energy high-current electron beam (LEHCEB) exposure on modification the phase compositions, structural states, textural effects and residual strain distribution within the layer under the irradiated surface of the TiNi sample were studied. New structural condition of B2 phase found to be characterized by a high-distorted B2-structure and the texture growth with $<100>_{B2}$ and $<110>_{B2}$ texture axis.

В настоящее время электронно-пучковая обработка поверхности металлических материалов в режиме импульсного плавления получила широкое распространение, как эффективный, удобный, сравнительно легкий способ очистки и полировки (выглаживания) поверхности обрабатываемых материалов [1]. Во многих исследованиях показано, что, наряду с этими очевидными результатами, электронно-пучковая обработка поверхностей сталей и сплавов приводит к изменению и, что важно, улучшению ряда их поверхностных свойств (электрическая прочность, коррозионная стойкость и др.) [2, 3]. Как известно, физические и химические свойства на поверхности и в поверхностных слоях материалов определяются их структурой. К настоящему времени накоплено довольно большое количество результатов, например [4], свидетельствующих о существенном изменении структуры поверхностного слоя после его модификации с помощью импульсного электронного пучка от милли- до микросекундной длительности. Однако, несмотря на многочисленные рекомендации к использованию данного способа обработки поверхности различных металлических материалов, до сих пор не проведено систематических и детальных исследований особенностей структуры, в том числе – текстуры модифицированного слоя, структурно-фазовых состояний в нем и их изменения от поверхности во внутренние слои, не затронутые обработкой. Такие результаты являются особенно важными для тех материалов, у которых эксплуатационные свойства чувствительны к структурному состоянию, например – сплавов на основе TiNi.

В докладе представлены результаты детальных рентгеновских исследований структурно-фазовых состояний, текстурных эффектов и упруго-напряженных состояний поверхностного слоя, сформированного путем обработки поверхности образца из сплава TiNi низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком микросекундной длительности в режиме импульсного плавления.

Образцы размерами 10×10×1 мм приготовлены из листового проката сплава ТН1 (МАТЭК-СПФ, Россия) состава Ti-50(ат.%)Ni (далее – TiNi). Облучение поверхности образцов микросекундным (2,8±0,3 мкс) НСЭП проводили на электронно-пучковой машине РИТМ-СП (Микросплав, Россия) в режиме поверхностного плавления при постоянной плотности энергии пучка (E_S = 3,9±1 Дж/см^2) и различном числе импульсов (n = 2, 4, 8, 16, 32, 64, 128).

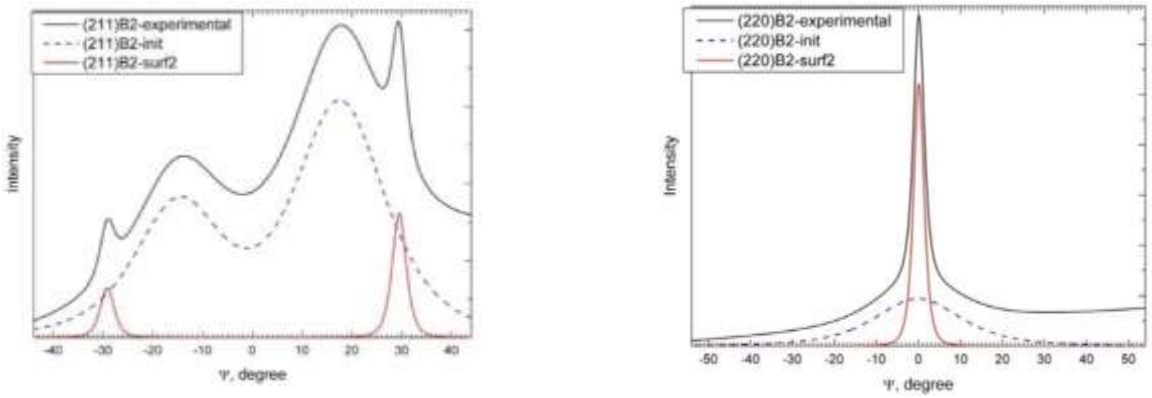


Рис.1. *Разделение дифракционных «кривых качания» рефлексов (211)B2 и (220)B2 на отражения кристаллов исходной текстуры ($B2^{init}$) и текстуры <110> ($B2^{surf2}$) для образца TiNi n=32. Ψ - угол между нормалями к поверхности образца и к отражающим плоскостям кристалла.*

Элементный состав на поверхности образцов определяли методами волно- и энергодисперсионной спектроскопии на растровом электронном микроскопе EVO 50 (Цейсс, Германия, ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН). Рентгенодифракционный анализ образцов проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия). С использованием рентгеновского Co-Kα и Cu-Kα излучения, симметричной и асимметричной схем отражений получены дифракционные картины от слоёв различной толщины, а также кривые качания от образцов до и после НСЭП-обработки. Разделены дифракционные эффекты от зон расплава и термического влияния, составляющих модифицированный слой.

Установлено, что после воздействия НСЭП на поверхность TiNi при n=2 исходное однофазное состояние в поверхностном слое с $B2^{init}$ структурой изменяется на двухфазное $B2^{init}$+B19′ (B19′ – мартенситная фаза с моноклинной структурой). Объемная доля фазы B19′ растет при увеличении числа импульсов НСЭП от n=2 до n=8, а затем уменьшается. Одновременно, на дифрактограммах наблюдаются эффекты, свидетельствующие о формировании в поверхностном слое фазы со структурой $B2^{surf1}$, отличающейся от исходной параметром решетки и текстурой (т. кристаллизации аксиального типа с осью текстуры (ОТ) $<100>_{B2}$, перпендикулярной облученной поверхности образца). С увеличением числа импульсов НСЭП от n=16 наблюдается формирование в модифицированном слое фазы $B2^{surf2}$ другой текстуры: ОТ $<110>_{B2}$, перпендикулярна облученной поверхности (Рис.1). При дальнейшем росте числа импульсов она становится преобладающей. Величины рассеяния текстур в переплавленном слое $\Delta\rho_{<100>B2}$ и $\Delta\rho_{<110>B2}$ не превышали 3° (Рис.1).

Рис.1. Разделение дифракционных «кривых качания» рефлексов (211)B2 и (220)B2 на отражения кристаллов исходной текстуры ($B2^{init}$) и текстуры <110> ($B2^{surf2}$) для образца TiNi n=32. Ψ - угол между нормалями к поверхности образца и к отражающим плоскостям кристалла.

Установлено, что под облученными поверхностями образцов TiNi формируются поля остаточных напряжений плоскостного типа: вдоль нормали к поверхности – деформация сжатия ($\varepsilon_{\perp}<0$, Рис.2), параллельно поверхности – деформация растяжения ($\varepsilon_{\tau}>0$). Выполнены оценки деформации кристаллической решетки для всех выявленных структурных состояний фазы B2 ($B2^{init}$, $B2^{surf1}$, $B2^{surf2}$) определены условия НСЭП обработок, обеспечивающие оптимальный уровень этих деформаций и, соответственно, остаточных упругих напряжений, индуцированных НСЭП.

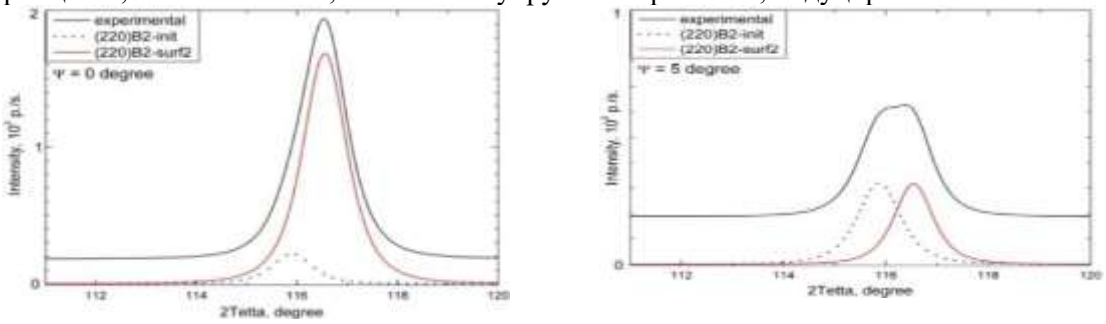


Рис.2. Разделение экспериментального дифракционного профиля рефлекса (220)B2 на профили отражений кристаллами исходной текстуры ($B2^{init}$) и текстуры <110> ($B2^{surf2}$) для образца TiNi n=32. Излучение CoKα.

Исследования выполнены в соответствии с государственным заданием (проект ФНИ 23.2.1).

Литература.

1. V. Rotshtein, Yu. Ivanov, A. Markov, Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams, in: Y. Pauleau (Ed.), Materials Surface Processing by Directed Energy Techniques, Elsevier, 2006, pp. 205-240.

2. Zhang, X. D., et al. (2011). "Surface modification of pure titanium by pulsed electron beam." Applied Surface Science 257(13): 5899-5902.

3. Zhang, K., et al. (2006). "Improved in vitro corrosion resistance of a NiTi alloy by high current pulsed electron beam treatment." Surface and Coatings Technology 201(6): 3096-3102.

4. Zhang, K. and J. Zou (2013). "Formation of Surface Nano-and Textured Austenite Induced by Pulsed Electron Beam Irradiation under Melting Mode." Journal of Nanomaterials 2013.

****

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИУРЕТАНА, ОБРАБОТАННОГО ПЛАЗМЕННОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ

Морозов И.А[1], Мамаев А.С. [2]

[1]Россия, г. Пермь, Институт механики сплошных сред УрО РАН, ilya.morozov@gmail.com

[2]Россия, г. Екатеринбург, Институт электрофизики УрО РАН

INFLUENCE OF MECHANICAL LOADING ON PLASMA-TREATED POLYURETHANE SURFACE STRUCTURE

I.A. Morozov, A.S. Mamaev

The surface microstructure of polyurethane treated by plasma immersion implantation of nitrogen ions at different regimes has been investigated. A folded surface structure is observed in all cases. Under uniaxial stretching the cracks orthogonal to the axis of deformation and longitudinal folds are formed on the examined surfaces. After unloading the initial structure of the surface of deformed materials exposed to low fluences becomes smoother and does not recover, i.e. it has plastic properties. By contrast, the structure of the surfaces of materials subjected to high-fluence treatment recovers without visible changes and the cracks are fully closed.

Полиуретановая композиция представляет собой двухкомпонентную систему – преполимер и отвердитель. В результате были получены образцы-пластины толщиной 2 мм. Модуль упругости материала – 4 МПа.

Образцы подвергались плазменной иммерсионной имплантации ионов азота. Для генерации плазмы в вакуумной камере применялся источник электронов с плазменным катодом на основе тлеющего разряда. На держатель подавалось импульсное (50 кГц) отрицательное напряжение смещения амплитудой 1кВ. Ионы извлекались из плазмы, генерируемой электронным пучком, и ускорялись в слое катодного падения потенциала у поверхности сетки. Набранная доза определялась временем обработки, и составила: а) $2\cdot10^{15}$ион/см^2; б) $2\cdot10^{16}$ион/см^2; в) $2\cdot10^{17}$ион/см^2.

Для изучения свойств поверхностей использовали атомно-силовой микроскоп *Dimension Icon* в режиме наномеханического картирования (*PeakForce QNM*). В каждой точке рельефа происходит наноиндентация поверхности с частотой 2 кГц. Прибор в реальном времени обрабатывает силовые кривые взаимодействия подвода/отвода зонда и строит карты структурно-механических свойств поверхности: 1) рельеф; 2) сила адгезии; 3) глубина внедрения зонда в материал; 4) модуль упругости, вычисляемый по модели Дерягина-Мюллера-Топорова (ДМТ).

В результате обработки на поверхности образцов появляются области со складчатой структурой (выделены контурами на рис. 1, б-г), а также трещины (показаны на рис. 1б стрелками). С увеличением дозы ионов трещины исчезают (рис. 1в), и складками покрывается вся поверхность.

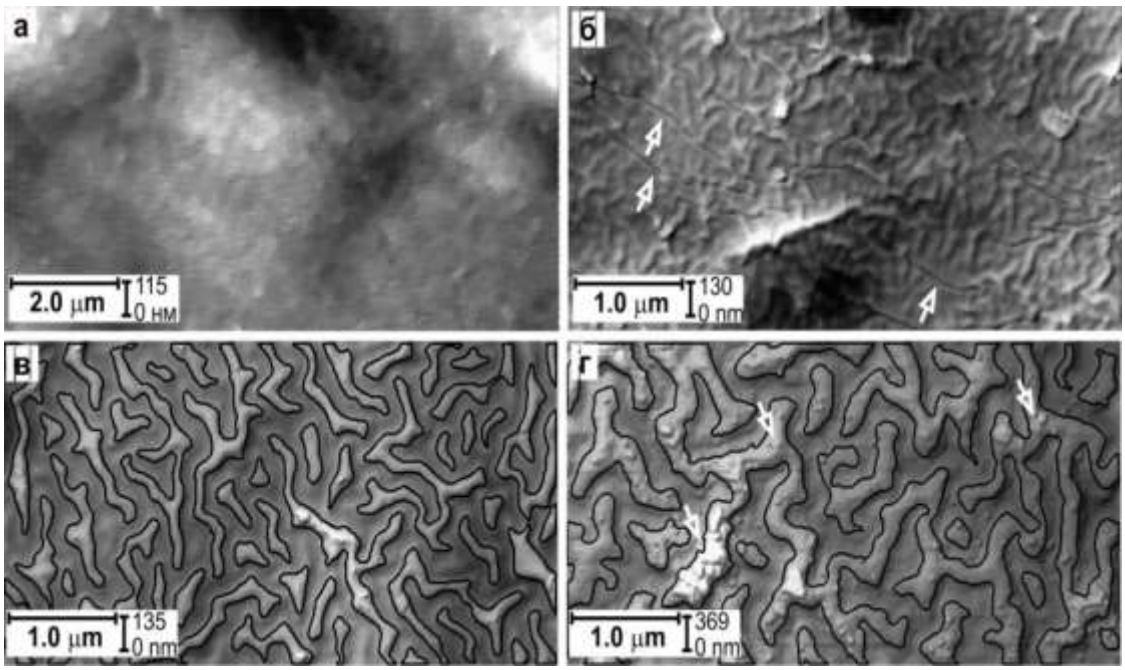


Рис. 1. АСМ-изображения рельефа: (а) – необработанный полиуретан; (б) – $2 \cdot 10^{15}$ион/см^2; (в) – $2 \cdot 10^{16}$ион/см^2; (г) – $2 \cdot 10^{17}$ион/см^2.

В результате растяжения на покрытиях образуются трещины. Первоначальная текстура поверхности материалов с малым временем обработки (см. рис. 1б, в) при растяжении разглаживается, и появляются складки, идущие параллельно оси деформации (рис. 2а, б)– результат сжатия образцов в поперечном нагрузке направлении. Подобные, менее выраженные, продольные складки появляются и на образце с большой дозой облучения (рис. 2в), однако, в этом случае сохраняется и первоначальная текстура поверхности. Материал, который виден в раскрытых трещинах, по механическим свойствам близок к необработанному полиуретану.

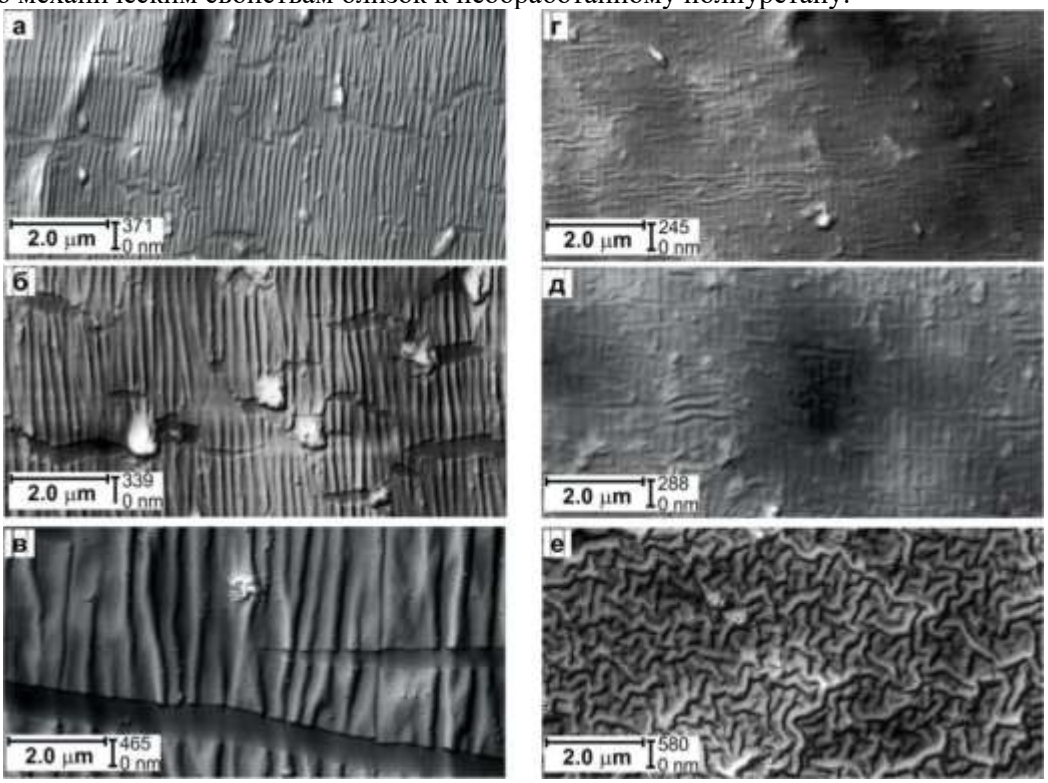


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности обработанных материалов при 20% удлинении: (а) – $2 \cdot 10^{15}$ ион/см^2; (б) – $2 \cdot 10^{16}$ ион/см^2; (в) –$2 \cdot 10^{17}$ион/см^2 и после снятия нагрузки: (г)-(е). Ось растяжения направлена вертикально.

После снятия нагрузки структура поверхности материалов с малой дозой облучения (рис. 2г, д) существенно отличается от первоначальной (рис. 1б, в). На поверхностях остались наведенные растяжением вертикальные складки, а также горизонтальные следы закрывшихся трещин. Это указывает на пластические свойства покрытий, образовавшихся при малой дозе обработки. В то же время, поверхность материала с $2 \cdot 10^{17}$ион/см^2 полностью восстановилась без видимых следов нагружения (см. рис. 2е).

Важно отметить, что, несмотря на то, что рельеф поверхности изменяется после приложения нагрузки, сплошность покрытия после разгрузки сохраняется – отслоений и раскрытых трещин на материалах обнаружено не было.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 17-48-590057_р_а.

****

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ ZR-Y-O / SI-AL-N

Никоненко А.В., Федорищева М.В., Калашников М.П., Сергеев В.П.

Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

fed_mv@mail.ru

PHASE TRANSFORMATIONS OF NANOSTRUCTURED COATINGS ON THE BASIS OF ZR-Y-O / SI-AL-N

A.V. Nikonenko, M.V. Fedorischeva, M.P. Kalashnikov, V.P. Sergeev

Annotation. The deposition of the multilayer nanostructuring coatings on the basis of Zr-Y-O are formed by pulse magnetron method. Structure-phase state of nanostructuring coatings was investigated by X-ray and TEM. It was established, that there are the ZrO_2 phases in tetragonal and monoclinic modifications in layers on the basis of Zr-Y-O system.

Керамические материалы на основе стабилизированного иттрием диоксида циркония обладают уникальными физическими и механическими свойствами, имеет высокие прочностные показатели, трещиностойкость при сохранении устойчивости к коррозии и износу. Высокие значения коэффициента термического расширения благоприятствует сочленения деталей из диоксида циркония с металлическими и стальными деталями, имеющими близкие значения КТР. Помимо этого, такие материалы занимают лидирующие позиции среди огнеупорных конструкционных материалов, благодаря тому, что сохраняют высокие механические свойства до температур (0.8 – 0.9) $T_{пл}$, равной 3173 К. Поэтому покрытия на основе диоксида циркония используются как теплозащитные покрытия в горячих газовых секциях турбин.

Диоксид циркония имеет три устойчивых кристаллических структуры: моноклинная (М) от температуры 1170ºС, тетрагональная (Т) от температуры 1170ºС - 2370ºС и кубическая (С) от температуры 2370ºС.

Особое внимание исследователей обращено на обратимые мартенситные превращения в металлических сплавах (так называемые трансформационные превращения). Такие сплавы относятся к группе так называемых "умных" (smart) функциональных материалов, так как позволяют управлять своим поведением. Тетрагональная фаза способна испытывать мартенситный фазовый переход в моноклинную фазу. Фазовый переход сопровождается развитием сдвиговых и объемных деформаций, обеспечивающих релаксацию напряжений и смыкание поверхностей трещин. Реализующийся эффект упрочнения позволяет достигать в керамических материалах прочностных характеристик (трещиностойкости, прочности), сопоставимых с конструкционными материалами.

Целью работы является изучение структурно-фазового состояния многослойных покрытий на основе диоксида циркония, полученных методом импульсного магнетронного распыления, а также проследить фазовые мартенситные превращения, происходящие под действием механических нагрузок в двухфазных нанокомпозитных покрытиях на основе Zr-Y-O на металлических подложках методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

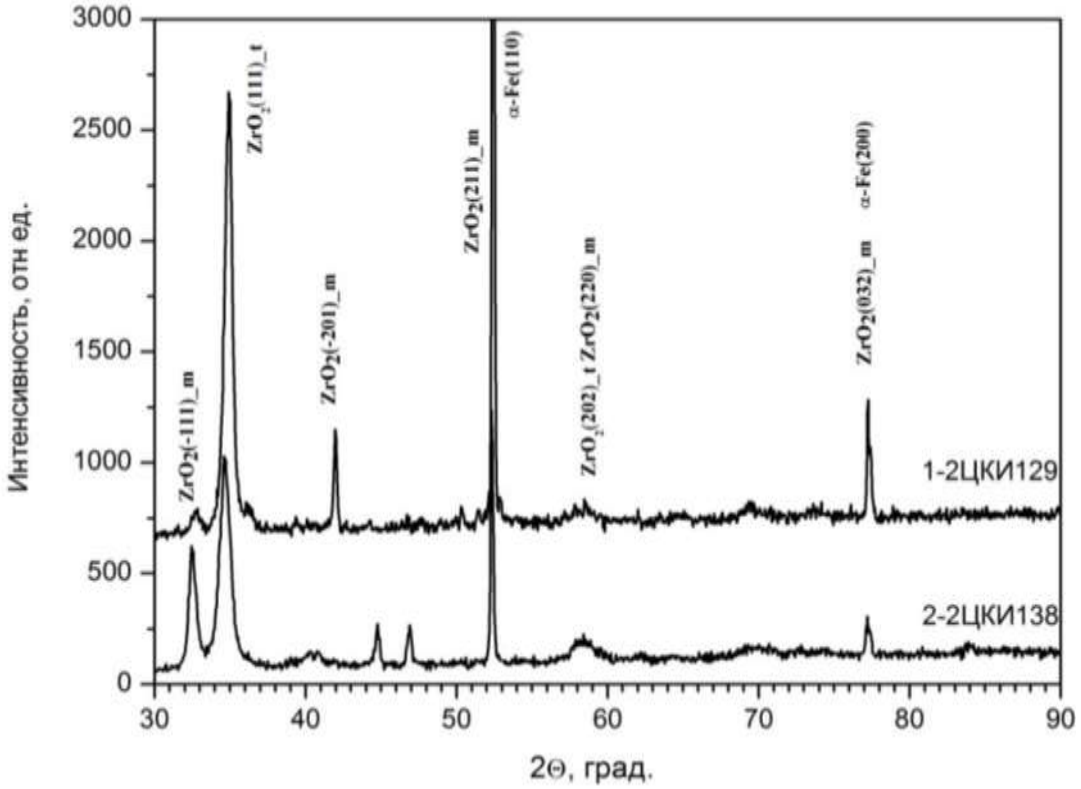


Рис.1. Рентгенограммы покрытия на основе Zr-Y-O: 1- в условиях свободного объема, 2- в условиях стесненного объема.

Осаждение многослойных покрытий на основе чередующихся слоев Si-Al-N и Zr-Y-O проводили на вакуумной установке УВН-02МИ «КВАНТ», оснащенной двумя магнетронами с цирконий-иттриевой и кремний-алюминиевой мишенями и вакуумно-дуговым ионным источником с титановым катодом. Образец помещался в камеру на вращающийся стол, с помощью которого можно переводить его без развакуумирования в положение напротив любого из двух магнетронов или напротив ионного источника. Температура подложек при осаждении покрытий была 623К.

Методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и электронной микроскопии исследовали тонкую структуру и фазовый состав многослойных покрытий. Для расшифровки рентгенограмм использовали банк данных JCPDS. Элементный состав и морфологию поверхности покрытий определяли с помощью энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора (EDX) INCA-Energy (Oxford Instruments), встроенного в просвечивающий микроскоп JEOL-2100 и сканирующего электронного микроскопа LEO EVO-50XVP.

На рис. 1 представлены рентгенограммы двуслойного (Zr-Y-O/Si-Al-N) и однослойного (Zr-Y-O) покрытий с толщиной каждого слоя покрытия 3 мкм. В дальнейшем, двуслойное покрытие будем называть покрытием, полученным в условиях стесненного объема, однослойное покрытие покрытием, полученным в условиях свободного объема.

Видно, что оба покрытия в своем составе имеют фазу ZrO_2 в моноклинной и тетрагональной модификации. Интересно отметить, что покрытие, полученное в условиях свободного объема, имеет значительно меньше моноклинной фазы. По всей видимости, нанесение второго слоя на основе Si-Al-N предполагает дополнительную деформацию во время осаждения и формирования слоя покрытия, которая и приводит к мартенситным фазовым переходам и, соответственно, увеличению количества моноклинной фазы.

На рентгенограмме видно, что материал покрытия на основе ZrO_2 имеет ярко выраженную текстуру, что характерно для столбчатой структуры типичной для этого типа покрытий.

С помощью электронной микроскопии мы наблюдаем столбчатую структуру покрытий на основе ZrO_2 в условиях свободного объема, видны поперечные сечения столбцов, выходящих на поверхность. Интересно отметить, что такая структура характерна как для образцов, полученных в условиях стесненного объема, так и для образцов, в условиях свободного объема.

Выводы

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что слои на основе Zr-Y-O имеют в своем составе кристаллическую фазу ZrO_2 в двух модификациях: тетрагональной и моноклинной. Фаза ZrO_2 состоит из столбчатых зерен со средним поперечным размером до 80 нм.

Количество моноклинной и тетрагональной фаз в условиях свободного и стесненного объемов существенно отличается.

Работа выполнена в рамках основной научной программы исследований академии наук за 2013-2020 годы и при финансовой поддержке РФФИ № 16-48-700198.

****

ПОДБОР ТРАВИТЕЛЯ ДЛЯ СУЛЬФИДА СВИНЦА В ПРОЦЕССЕ ФОТОЛИТОГРАФИИ

Новоторкина Д.А., Роговой М.С., Туленин С.С.

Россия, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

darya_novotorkin@mail.ru

SELECTION OF THE ETCHANT FOR THE LEAD SULFIDE IN PHOTOLITHOGRAPHY

Novotorkina D.A., Rogovoy M.S., Tulenin S.S.

A thermodynamic analysis of the dissolution of lead sulphide in a solution containing hydrogen peroxide and one of the reagents: hydrochloric acid, EDTA or sodium citrate was carried out.

Методы, основанные на процессе фотолитографии, широко распространены при изготовлении печатных плат, пленочных микросхем, масок для напыления и нанесения паст в толстопленочной технологии [1–3]. Одной из важнейших стадий процесса фотолитографии является травление. В настоящее время существует ряд стандартных травителей, используемых в производственных масштабах [4, 5]. Однако информации о подборе локального травителя, дающего наилучшие результаты в лабораторных условиях непосредственно для фоточувствительных пленок халькогенидов свинца, широко используемого в инфракрасной технике, в литературе найдено не было. Поэтому целью исследования являлся подбор оптимального травителя для сульфида свинца PbS в процессе фотолитографии с сохранением полученных при синтезе электрофизических параметров полупроводникового слоя.

Эксперимент проводился в две стадии – получение полупроводниковых пленок сульфида свинца и непосредственно их травлении. Осаждение полупроводниковых слоев PbS проводили в термостатируемых условиях при 353 K в течение 90 мин из реакционной смеси, содержащей ацетат синца $Pb(CH_3COO)_2$, цитрат натрия $Na_3C_6H_5O_7$, тиомочевину CSN_2H_4 и гидроксид аммония NH_4OH. В качестве подложечного материала был использован ситалл марки СТ-50-1. Обработку подложек проводили согласно методике описанной в работе [6]. Полученные слои сульфида свинца тщательно промывали дистиллированной водой и сушили на воздухе.

Предварительно были проведены термодинамические расчеты растворимости сульфида свинца в растворах, содержащих перекись водорода и один из реагентов: соляную кислоту HCl, этилендиаминтетрацетат натрия Na_2Y или лимоннокислый натрий $Na_3C_6H_5O_7$. Расчеты показали, что растворение PbS возможно в широкой области pH в любом из составов травителей.

Для определения скорости травления и состава травителя последовательно проводили обработку поверхности свежеосажденных пленок PbS в четыреххлористом углероде для очистки и придания ей гидрофильности; отбор фиксированного объема раствора травителя и помещение образца в него горизонтально вверх; перенесение образца через определенное время в тот же объем травителя циклично до полного растворения пленки (4–6 раз). Количество пленки, растворенной за рассмотренный период времени, рассчитывали по концентрации свинца в растворе травителя.

В результате сопоставления травителей на основе перекиси водорода H_2O_2 с одним из лигандов (HCl, $Na_3C_6H_5O_7$, Na_2Y) можно сделать вывод, что при травлении химически осажденных тонких пленок PbS оптимальным будет использование растворов на основе лимоннокислого натрия или этилендиаминтетрацетата натрия с перекисью водорода. Эти растворы позволяют обеспечить низкие изменения фазового состава и свойств пленок на границе травления. Введение глицерина в вышеперечисленные растворы травления позволяет уменьшить боковое подтравливание пленки, что

необходимо для четкого формирования топологии на подложке. В дальнейшем будут изучены кинетические закономерности процесса растворения полупроводниковых пленок PbS в травителях различного состава.

Литература:

1.Сагателян Г.Р., Дроздова Е.А. Разработка технологии копирования голограммных оптических элементов методом фотолитографии с использованием фотополимера в качестве светочувствительной среды // Наукоемкие технологии функциональных материалов. Международная научно-техническая конференция. Тезисы докладов – 2014. – С. 7–8.

2.Агейченко А. Современные методы упаковки интегральных схем. Фотолитография и оборудование. Часть 1 // Электроника: наука, технология, бизнес. – 2008. – № 4, с. 98–102.

3.Трапашко Г. Контроль микроразмеров в производстве ИС. Задачи и особенности // Электроника: наука, технология, бизнес. – 2011. – № 3, с. 96–103.

4.Терешкин В., Фантгоф Ж., Григорьева Л. Травление печатных плат и регенерация травильных растворов // Технологии в электронной промышленности – 2007. – № 3, С. 24–27.

5.Терешкин В., Машичин С. Опыт реконструкции производства печатных плат на ОАО ФГУП «ВПО “Точмаш”» // Технологии в электронной промышленности – 2008. – № 8, С. 44–46.

6.Садчикова Н.И. Физико-химические закономерности процесса формирования топологии $Cd_xPb_{1-x}S$–фоторезистов. – 1985.

****

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДИОКСИД ЦИРКОНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ В ЭЛЕКТРОЛИТАХ-СУСПЕНЗИЯХ С ОКСИДОМ ИТТРИЯ

Панасова Г.В., Борисов А.М., Савушкина С.В.

Россия, МАИ (НИУ), ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», galinapanasova1@gmail.com

STRUCTURE AND PROPERTIES OF ZIRCONIUM DIOXIDE DIOXIDE OBTAINED BY MICRO-ARC OXIDATION IN ELECTROLYTE SUSPENSIONS WITH YTTRIUM OXIDE

Panasova G.V., Borisov A.M., Savushkina S.V.

Zirconium oxide-stabilized yttria-stabilized coating obtained by micro-arc oxidation were investigated by means of scanning electron microscopy, X-ray diffraction, microhardness.

Для надежной работы изделий авиационной и ракетно-космической техники часто требуется их защита от воздействия высоких температур и агрессивных сред. Решением данной задачи является нанесение на них теплозащитных покрытий (ТЗП), состоящих из жаростойкого и термобарьерного слоев. Диоксид циркония широко используется как материал термобарьерного слоя в ТЗП, благодаря его низкой теплопроводности и теплостойкости. На сегодняшний день одним из перспективных методов получения диоксид циркониевых покрытий является метод микродугового оксидирования (МДО) [1]. Тетрагональный диоксид циркония больше всего подходит для термобарьерных слоев. Однако он не сохраняется в покрытии при комнатной температуре без стабилизации, которая возможна при введении в электролит для МДО некоторых дисперсных добавок, в том числе, нанопорошка оксида иттрия [2, 3].

Настоящая работа была посвящена стабилизации высокотемпературной тетрагональной фазы диоксида циркония в покрытиях, формируемых микродуговым оксидированием и послойному анализу структуры и свойств, полученных покрытий.

Образцы для МДО представляли собой диски из циркоий-ниобиевого сплава Э110 (Nb – 1%) диаметром 20мм и толщиной 5мм. Оксидирование производили в силикатно-гипофосфитном электролите с добавкой наночастиц оксида иттрия 4 и 6 г/л при анодно-катодном режиме с соотношением токов 1:1. Время обработки составило – 60 минут при суммарных плотностях тока 20 и 30А/дм^2. Проводились исследования структуры покрытий на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 600 с системой рентгеновского микроанализа TRIDENT XM 4; послойный рентгеноструктурный анализ покрытий в медном β-фильтрованнном медном излучении $\lambda_{K\alpha ср}$=1,54178 [Å] на вертикальном рентгеновском θ-θ дифрактометре EMPYREAN. Микротвердость

покрытий определяли с помощью микротвердомера Micromet 5114 при нагрузке индентирования 0,025 кгс. Толщина покрытий измерялась с помощью вихретокового толщиномера.

Структура поверхности МДО-покрытий (толщиной до 120мкм) характеризуется двумя типами областей. Первый тип областей имеет форму кратеров размером до 100 мкм, а второй состоит из мелких глобул.

Рентгенофазовый анализ верхних слоев покрытия показал, что при концентрации оксида иттрия в электролите-суспензии 4 г/л в покрытии присутствуют t-ZrO2 и m-ZrO2 фазы. В покрытиях, получаемых в данном электролите без добавок оксида иттрия, присутствует только моноклинная модификация оксида циркония. При добавках 6 г/л оксида иттрия тетрагональная фаза t-ZrO2 доминирует в покрытии. При увеличении плотности тока обработки до 30А/дм2 в покрытии доминирует t-ZrO2 и найдены рефлексы силиката иттрия. Кристаллизация силиката иттрия могла происходить в результате уменьшения пространственной плотности микроразрядов, что позволило образовываться обогащенным кремнием и оксидом иттрия регионам и оставаться им на поверхности покрытия достаточно длительное время.

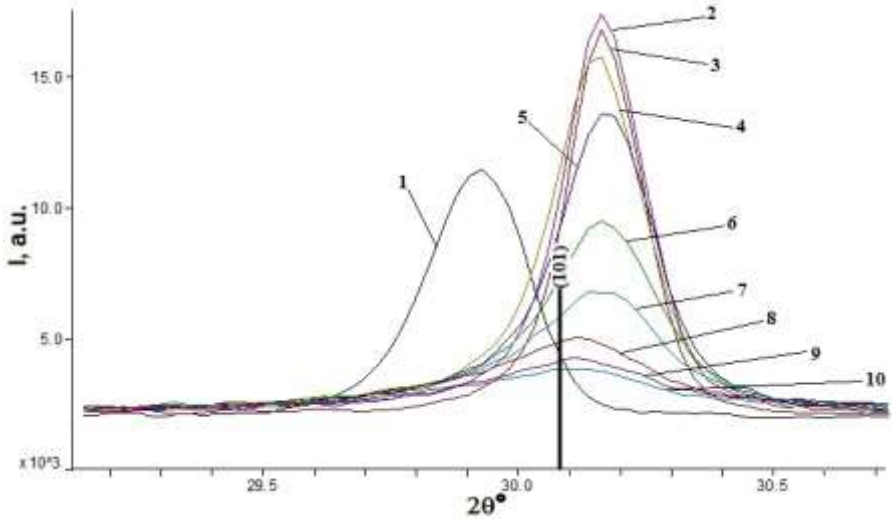


Рисунок 1. Диаграмма изменения интенсивности рефлекса 101 при послойном анализе.

Послойный рентгенофазовый анализ проводили механическим удалением 8-ми слоев покрытия. Остаточную толщину покрытия контролировали вихретоковым толщиномером. На рисунке 1 показано изменение интенсивности рефлекса 101 при послойном анализе покрытия. На глубине до ~ 50 мкм (пики 1, 2 и 3 на рисунке 1) найдена только t-ZrO2 фаза. В следующем слое (4) найдены следы m-ZrO2 фазы. Содержание m-ZrO2 фазы увеличивается до 5 % на расстоянии от поверхности ~ 60 мкм (5) и до 45% (7) на глубине ~ 80 мкм. Затем содержание m-ZrO2 фазы резко возрастает до 70% (8) и достигает 85 % на глубине ~ 100 мкм (9).

Микротвердость покрытий измеряли на поперечном шлифе. В срединном слое поблизости к внешнему слою она составляет ~ 420 HV, а при приближении к центру слоя ~ 430 HV. Микротвердость циркониевого сплава Э110 составляет ~170 HV. Для образцов покрытий, полученных в электролите без добавок нанопорошка оксида иттрия микротвердость составляет до 350 HV

По данным послойного рентгенофазового анализа МДО-покрытий, полученных в силикатно-гипофосфитном электролите с добавками 6 г/л оксида иттрия, можно сделать вывод, что более половины толщины покрытий содержит в основном только t-ZrO2 фазу, а при приближении к барьерному слою преобладает m-ZrO2. Параметры решетки тетрагональной фазы на поверхности сильно отличается от параметров решетки в нижележащих слоях, что связано с остаточными напряжениями в верхних слоях. В покрытии найден поверхностный слой, состоящий из соединений компонентов электролита, в том числе оксида и силиката иттрия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента РФ (грант № МК 524.2017.8).

Список использованных источников

[1] Савушкина С.В., Полянский М.Н., Борисов А.М., Виноградов А.В., Людин В.Б., Данькова Т.Е., Агуреев Л.Е.//Поверхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. 2016. №4. С. 45-50.

[2] Бецофен С.Я., Борисов А.М., Владимиров Б.В., Савушкина С.В., Эпельфельд А.В., Востриков В.Г., Романовский Е.А. и др.//Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2012. №2. С. 45-48.

[3] Savushkina S.V., Ashmarin A.A, Apelfeld A.V., Borisov A.M.,Vinogradov A.V., Polyansky M.N., Bogdashkina N.L.//JOP Conf.Series: Journal of Physics: Conf. Seriens **857** 012037. Investigation of zirconia tetragonal phase coatings formed by plasma electrolytic oxidation. 2017.

.

*****

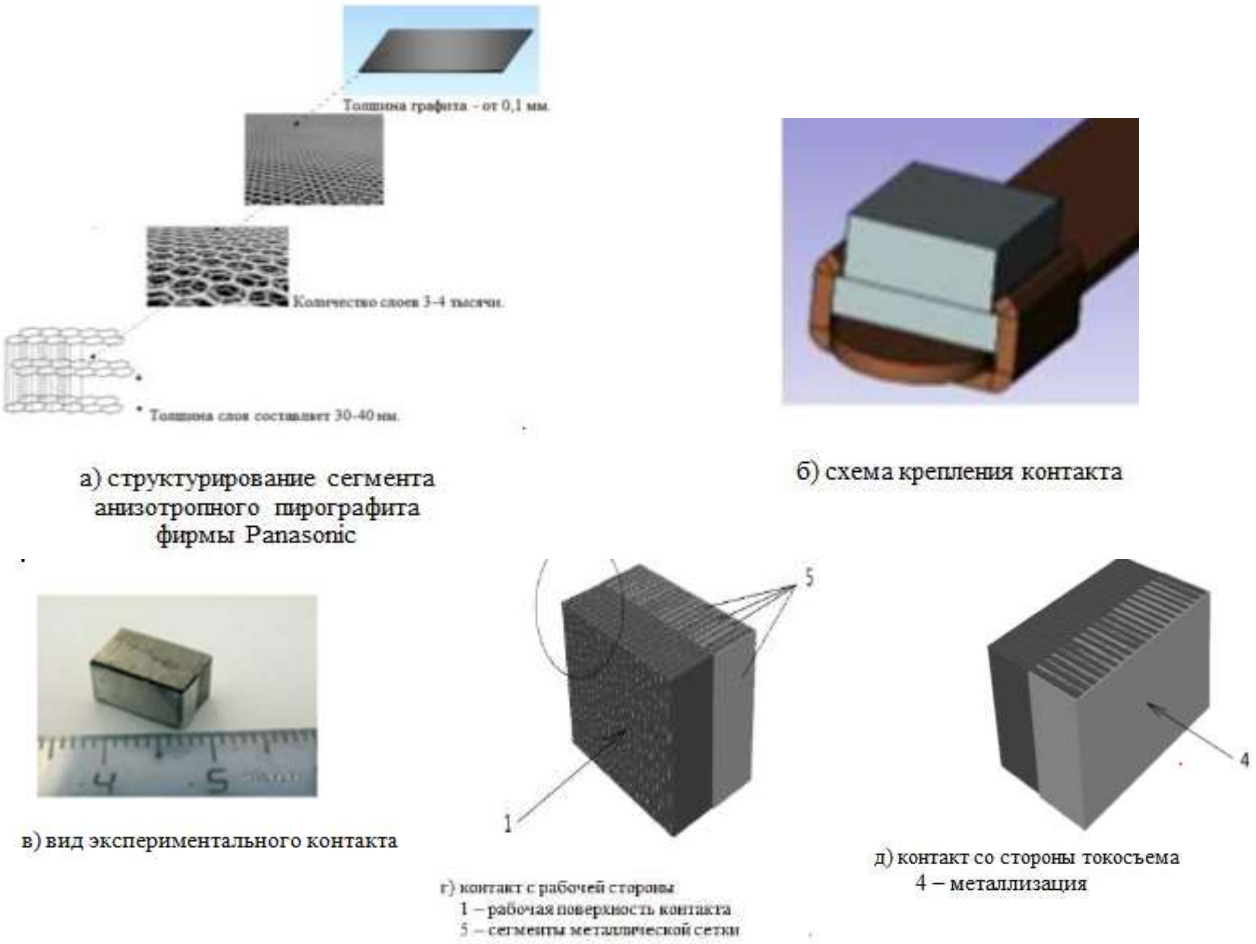


Рис.1. Экспериментальный электрический контакт с использованием в качестве элемента градиентной структуры графеновых частиц однонаправленной ориентации

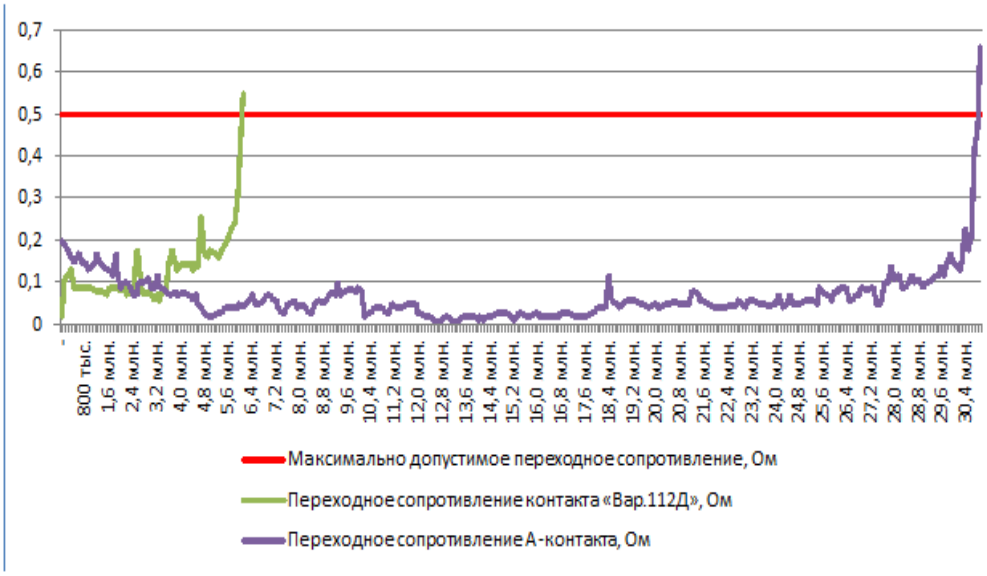


Рис.2 Зависимость величины переходного сопротивления контактных пар от количества коммутаций

Образованная торцами однонаправленных графеновых частиц анизотропного графита рабочая поверхность контакта придает ему повышенный уровень эксплуатационных свойств. В период 2010-2014 годы были проведены сравнительные испытания экспериментальных контактов и контактов типа «ВАР». По результатам испытаний сделаны следующие основные выводы относительно экспериментального образца, полученного силами ООО «Пластметпроект»:

- переходное сопротивление близко к переходному сопротивлению контакта типа «ВАР»;

- несвариемость в паре с серебряным контактом при десятикратном пропускании тока амплитудой 200 А и длительность протекания тока 50 мс;

- эрозионная стойкость в четыре раза выше стойкости контакта типа «ВАР»;

- ресурс в пять раз больше ресурса контакта типа «ВАР» - 30,8 млн. коммутаций постоянного тока силой 2 А при напряжении 24 В (Рис.2);

- обеспечено сохранение характеристик в диапазоне температур от минус 50 0С до +50 0С и влажности 98 %.

****

ГИДРОХИМИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК PBS ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬРОЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Поздин А.В., Туленин С.С.

Россия, ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

andrej.pozdin@yandex.ru

CHEMICAL BATH DEPOSITION OF PBS THIN FILMS UNDER ULTRASONIC VIBRATIONS.

Pozdin A.V.,Tulenin S.S.

This article describes the production of thin PbS films by chemical bath deposition using ultrasonic vibrations.

В настоящее время применение ультразвука (УЗ) нашло широкое распространение как в промышленности, так и в медицине. Ультразвук представляет собой волнообразно распространяющееся звуковые колебания, которые передают колебательные движения частицам среды. Частота ультразвуковых колебаний при нормальном давлении составляет от $2 \cdot 10^4$ Гц до 10^9 Гц [1]. При распространении в жидких средах ультразвук порождает уникальные явления, нашедшие практическое применение во многих областях не только техники, но и науки (сонохимия), которые приводят к ускорению химических реакций и в целом к ускорению технологических процессов.

Хорошо известно, что процесс гидрохимического осаждения тонких пленок халькогенидов металлов проводится из водных растворов солей [2]. Соединения, высаждаемые в процессе синтеза, в объеме реактора дают устойчивый золь в течение короткого промежутка времени. Использование ультразвуковых колебаний в процессе синтеза, предположительно, позволит увеличить время устойчивости золя и в то же время повысить дисперсность системы и ее химическую активность, что в свою очередь скажется на кристалличности и толщине пленок.

В связи с этим целью данной работы являлось получение тонких пленок PbS под воздействием ультразвуковых колебаний и сравнение их со слоями PbS, полученными при стандартных условиях.

Для осаждения тонких пленок сульфида свинца была выбрана реакционная смесь, включающая: ацетат свинца $Pb(CH_3COO)_2$, гидроксид калия KOH и тиомочевину $CS(NH_2)_2$ [2]. Смесь готовили отдельно в реакторе из молибденового стекла, куда погружали фторопластовый держатель с ситалловой подложкой. Реактор герметично упаковывали и помещали в УЗ-ванну марки СТ-431В2. Время осаждения было фиксировано и составляло 20 мин. Мощность установки варьировалась в пределах от 10 до 50 Вт, частота колебаний ультразвука составляла 22.5 кГц и 42 кГц, соответственно. С целью поддержания постоянной температуры синтеза 26±1.5 ºС был использован насос для создания принудительной циркуляции дистиллированной воды в ванне.

В результате серии экспериментов впервые под воздействием ультразвуковых колебаний были получены тонкие пленки PbS серого цвета толщиной от 200 до 450 нм, отличающиеся в зависимости от условий синтеза составом и морфологией поверхности. Стоит отметить, что с увеличением мощности и интенсивности колебаний толщина и однородность пленок в сравнении со слоями PbS, полученными при стандартных условиях, уменьшается. Одновременно с этим время устойчивости золя увеличивается, о чем свидетельствует малое количество осадка сульфида свинца на дне реактора. Поэтому воздействие ультразвуковых колебаний на процесс получения тонких пленок PbS играет не маловажную роль, что в свою очередь может влиять не только на толщину пленок, но и на их структуру и электрофизические свойства.

Литература:
1.Маргулис М.А. Основы звукохимии, М., 1984;
2.Марков В.Ф., Маскаева Л.Н., Иванов П.Н. Гидрохимическое осаждение пленок сульфидов металлов: моделирование и эксперимент, Екатеринбург., 2006.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНСТРУКЦИИ МНОГОСЛОЙНОГО ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА РАБОТОСПОСОБНОСТЬ КОНЦЕВЫХ ФРЕЗ

Пронин А.И. [1], Мыльников В.В. [2]

[1]Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, mdsov@knastu.ru

[2]Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, mrmylnikov@mail.ru

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF DESIGN OF MULTILAYER WEAR RESISTANT COATINGS ON THE PERFORMANCE END MILLS

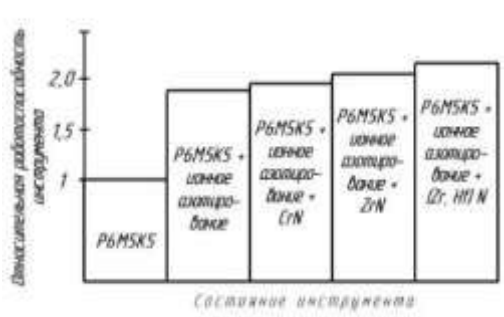
Pronin, A.I., Mylnikov V.V.

Investigated the effect of design of multilayer wear-resistant coating applied to end mills of high speed steel on their performance when machining titanium alloy VT20. The optimal two-layer and four-layer combination of wear-resistant coating is hardening combined with soft layers of molybdenum.

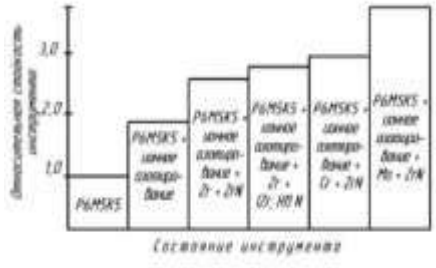
Проблема обрабатываемости титановых сплавов привлекла внимание достаточно большого количества исследователей, как в нашей стране, так и за рубежом [1-6]. Достаточно сказать, что широкое применение сплавов титана вместо алюминиевых и магниевых сплавов привело в авиационной промышленности к увеличению трудоемкости механической обработки в настоящее время примерно в 10 раз, а потребность в режущем инструменте возросла в 10...15 раз. Проблема обрабатываемости титановых сплавов встает еще более остро в связи с широким применением для их обработки станков с числовым программным управлением.

Таблица 1. Режимы ионного азотирования и их влияние на стойкость концевых фрез

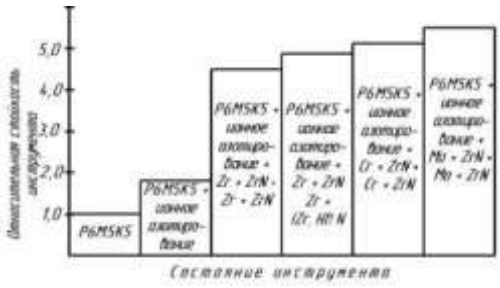
Номер режима упрочнения	Ток подаваемый на подложку I_n, А	Ток подаваемый на анод I_a, А	Температура нагрева инструмента t, °С	Стойкость инструмента Т, мин	Коэффициент повышения стойкости
базовый				36	1
1	80	100	450	46	1,3
2	60	80	450	55	1,5
3	50	70	450	38	1,05
4	70	90	300	24	0,66
5	70	90	400	46	1,3
6	70	90	500	67	1,86
7	70	90	550	45	1,25



а)



б)



в)

Рис.1. *Гистограммы относительной стойкости концевых фрез Р6М5К5 до и после различных этапов упрочнения: а - ионное азотирование + однослойное износостойкое покрытие; б - ионное азотирование + двухслойное износостойкое покрытие; в - ионное азотирование + четырехслойное износостойкое покрытие. За единицу принят период стойкости концевой фрезы Р6М5К5 в состоянии поставки.*

Результаты испытания на стойкость позволили установить, что самым оптимальным при обработке титанового сплава ВТ20, является режим упрочнения инструмента ионным азотированием №6. При этом режиме относительная стойкость инструмента по сравнению с базовым (в состоянии Целью настоящей работы является исследование влияния конструкции многослойного износостойкого покрытия наносимого на концевые фрезы из быстрорежущей стали на их работоспособность при обработке титанового сплава ВТ20.

Для выявления оптимального вида упрочнения, состава износостойкого покрытия при обработке титанового сплава ВТ20 проводились испытания на стойкость инструмента подвергнутого различным видам упрочнения для сравнения его работоспособности.

Параметры режимов ионного азотирования и их влияние на стойкость режущего инструмента приведены в таблице 1.

поставки) увеличилась в 1,86 раза (табл. 1).

С учетом данных результатов произведено комплексное упрочнение концевых фрез:

а - ионное азотирование (режим №6) + однослойное износостойкое покрытие;

б - ионное азотирование (режим №6) + двухслойное износостойкое покрытие;

в - ионное азотирование (режим №6) + четырехслойное износостойкое покрытие. Гистограммы относительной стойкости инструмента построенные по результатам испытаний приведены на рис. 1.

Испытания показали, что нанесение однослойного износостойкого покрытия на предварительно упрочненный инструмент путем ионного азотирования значительного повышения

стойкости не дает, относительно оптимального режима упрочнения инструмента ионным азотированием (рис.1, *а*). Максимальная стойкость достигается при нанесении покрытий на основе нитридов циркония (76 мин.) и циркония - гафния (81 мин.). Коэффициент повышения стойкости увеличивается с 1,86 до 2,1 и 2,25 соответственно.

Самыми оптимальными из двухслойной и четырехслойной комбинации износостойкого покрытия является комбинированное упрочнение с мягкими слоями молибдена (рис. 1,*б*,*в*). Стойкость инструмента увеличивается до 3,5 раз при двухслойном (125 мин.) и до 5,5 раз при четырехслойном комбинированном упрочнении (199 мин.).

Литература:

1. *Сато Х.* Механическая обработка сплавов титана. Киндзоку, 1982. Т. 52. No. 3. С. 58-66.

2. *Мыльников В.В., Пронин А.И., Чернышов Е.А.* Повышение работоспособности концевых фрез // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2013. No. 10 (часть 2). С. 227.

3. *Верещака А.С., Третьяков И.П.* Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1986. - 192 с.

4. *Пронин А.И., Мыльников В.В., Чернышов Е.А.* Причины низкой работоспособности пластин из режущей керамики при твердом точении // Материаловедение. 2014. No. 5. С. 13-15.

5. *Пронин А.И., Мыльников В.В., Рожков И.И.* Повышение эффективности обработки за счет использования режущего инструмента, оснащенного упрочненными пластинами из сверхтвердых материалов и режущей керамики // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. No. 10 (часть 2). 2013. С. 377-380.

6. *Пронин А.И., Мыльников В.В.* Влияние различных методов упрочнения на работоспособность режущих пластин из поликристаллических сверхтвердых материалов и минералокерамики при обработке труднообрабатываемых материалов // Технология металлов. 2011. No. 9. С. 36-41.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТРАВЛЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЁНОК СУЛЬФИДА СВИНЦА

Роговой М.С., Новоторкина Д.А., Туленин С.С.
Россия, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
Rogovoy1996@yandex.ru

STUDY OF THE ETCHING PROCESS OF LEAD SULPHIDE THIN FILMS

Rogovoy M.S., Novotorkina D.A., Tulenin S.S.

A thermodynamic analysis of the dissolution of lead sulphide in a solution of hydrochloric acid and hydrogen peroxide was carried out and the kinetics of the etching process of PbS thin films was considered.

В настоящее время одним из основных фотолитографических процессов является травление полупроводников и печатных плат химическими растворителями. Травление может быть использовано как для формирования проводниковых дорожек, так и для удаления незакрытых фоторезистом участков полупроводников [1]. Травление тонких плёнок PbS твердых растворов на его основе имеет важное практическое значения при создании топологии фотоэлектрических датчиков. В качестве травителей могут использоваться различные кислоты и щелочи, подбор которых осуществляется с учетом предварительных термодинамических расчетов и кинетики растворения халькогенида металла.

Целью настоящей работы являлось проведение термодинамических расчетов и изучение кинетики растворения сульфида свинца в перекисно-соляных растворах.

Тонкие плёнки PbS осаждали на предварительно обезжиренные ситалловые подложки марки СТ–50–1 из реакционной смеси содержащей следующие основные компоненты: ацетат свинца $Pb(CH_3COO)_2$, цитрат натрия $Na_3C_6H_5O_7$, гидроксид аммония NH_4OH, тиомочевину CSN_2H_4 и хлорид аммония NH_4Cl. Осаждение проводили в реакторах из молибденового стекла, в которых подложки закрепляли в специально сконструированных фторопластовых приспособлениях под углом 20°. Время осаждения составило 90 мин при температуре 353 K. Травление плёнок проводилось в смеси концентрированных перекиси водорода и соляной кислоты. Концентрация H_2O_2 в растворе составляла 0.5 моль/л, HCl – 6.0 и 7.5 моль/л, соответственно. По истечении 30 секунд травления подложки переносили в следующий стакан с травителем той же концентрацией веществ. К моменту полного растворения пленки получали 4–6 проб растворов травителя. Количество плёнки, растворенной за рассматриваемый период времени, рассчитывалось по концентрации свинца в растворе-травителе [2]. По полученным концентрациям были построены кинетические кривые растворения PbS в зависимости от времени травления и концентрации раствора-травителя.

Термодинамический анализ процесса растворения сульфида свинца проводили в обратимых условиях, то есть с изменением pH раствора в процессе растворения, и необратимых условиях, при которых учитывалось окисление перекисью водорода PbS. Нами было показано, что в присутствии ионов Cl^- с уменьшением pH раствора равновесие процесса растворения сульфидов существенно сдвигается в сторону увеличения растворимости. Также были рассчитаны константы равновесия процесса окисления PbS перекисью водорода, значения которых были использованы при оценке равновесных концентраций реагирующих веществ для разных условий окисления.

Согласно полученным кинетическим данным можно сделать вывод, что при малых концентрациях раствора-травителя скорости растворения плёнок имеют достаточно высокие значения. Также, было установлено, что при травлении пленок сульфида свинца их свойства и структура не претерпевают значительных изменений.

Таким образом, в ходе проделанной работы был проведён термодинамический анализ процесса травления сульфида свинца в растворе соляной кислоты и перекиси водорода в обратимых и необратимых условиях, и были исследованы кинетические закономерности процесса растворения

тонких свежеосажденных плёнок PbS. Экспериментальные данные позволили установить, что травитель на основе соляной кислоты и перекиси водорода может применяться для получения фоторезисторов с высокими электрофизическими характеристиками, что является основной задачей при производстве полупроводников.

Литература:

1. Введение в фотолитографию / Ю.С. Боков [и др.]. М.: Энергия, 1977. 400 с.

2. Садчикова Н.И. Физико-химические закономерности процесса формирования топологии $Cd_xPb_{1-x}S$—фоторезисторов: дис … канд. хим. наук. Свердловск, 1985.

****

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Al-Si-N

Рыбалко Е.В. [2], Калиева Р.А. [1], Божко И.А. [1,2], Сергеев В.П. [1,2]

Россия, [1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, [2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, retc@ispms.tsc.ru

INFLUENCE OF THE CONDITIONS OF MAGNETRONIC DEPOSITION ON THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF COATINGS OF THE SYSTEM AL-SI-N

E.V. Rybalko[2], R.A. Kaliyeva[1], ,I.A. Bozhko[1,2], Sergeev V.P.[1,2]

We present the results of investigation of structural and phase state, mechanical and optical properties of Al-Si-N system coatings, deposed by magnetron sputtering on quartz glass.

В настоящее время особый интерес представляет создание защитных противоударных покрытий для изделий конструкционной оптики, используемых для остекления транспортных средств. Одним из важных вопросов при создании такой защиты является выбор материала покрытия, так как он должен удовлетворять комплексу требований по механическим и оптическим свойствам. В данной работе в качестве защиты предложен способ нанесения однослойных оптически прозрачных покрытий на основе Al-Si-N. Однако анализ ряда работ [1, 2] показал, что микроструктура покрытий системы Al-Si-N, а следовательно, и их свойства в значительной степени определяются условиями их формирования в процессе магнетронного осаждения. В связи с этим, целью данной работы являлось изучить микроструктуру, фазовый состав и физико-механические свойства покрытий системы Al-Si-N, полученных методом магнетронного осаждения при разных температурах подложки.

Магнетронное нанесение покрытий осуществлялось на установке УВН-05МД «КВАНТ». Питание магнетрона осуществлялось от импульсного биполярного источника питания частотой 50 кГц, мощность магнетрона достигала 1,2 кВт. Отношение парциальных давлений азота и аргона 1 : 3. В качестве материала подложки использовалось кварцевое стекло марки КВ. В процессе магнетронного осаждения защитных покрытий варьировалась температура подложки в интервале от 20 до 290°С (табл.1).

Элементный состав покрытий определяли с помощью энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора (МРСА) INCA-Energy, встроенного в сканирующий электронный микроскоп LEOEVO-50XVP. Толщина формируемых покрытий определялась гравиметрическим методом. Структурно-фазовое состояние образцов исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в Co-Kα излучении. Спектры светопропускания покрытий Al-Si-N получены с помощью спектрофотометра СФ-256 УВИ в спектральном диапазоне 200-800 нм. Механические свойства покрытий определяли методом динамического наноиндентирования с помощью прибора ТТХ-ТНТ Nano Hardness Tester при нагрузке на индентор 20 мН.

По данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) было установлено, что в составе всех покрытий, полученных импульсным магнетронным методом, присутствуют алюминий, кремний и азот (табл. 1). При этом соотношение атомов алюминия и кремния для всех полученных покрытий остается постоянным и составляет $Al/Si \approx 2$.

Таблица 1.Элементный состав покрытий

Образец	Температура подложки, ºС	Толщина покрытия, мкм	Содержание элементов, ат.%			Соотношение Al:Si
			Si	Al	N	
AlSiN-T20	20	2,1	17,54	36,86	45,60	2,1
AlSiN-T200	200	2,7	19,11	36,50	44,38	1,9
AlSiN-T290	290	2,9	16,86	35,51	47,63	2,1

Результаты исследования фазового состава полученных образцов методом рентгеноструктурного анализа показали, что во всех покрытиях наблюдается формирование фазы AlN с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) структурой, α- и β-модификаций Si_3N_4. Из сравнения полученных дифрактограмм было установлено, что увеличение температуры подложки при магнетронном осаждении покрытий системы Al-Si-N приводит к изменению формы дифракционных пиков вследствие изменения микроструктуры и фазового состава формируемых покрытий. На рис. 2 показано изменение содержания фаз AlN, α- и β-модификаций Si_3N_4 в полученных композитных покрытиях системы Al-Si-N в зависимости от температуры кварцевой подложки. Соотношение между формирующимися фазами для исследуемых образцов были определены с помощью рентгенограмм по интенсивности линий (100) и (002) для AlN, (102) и (312) для α-Si_3N_4, (101) и (210) для β-Si_3N_4. Из рис. 2 следует, что повышение температуры подложки от 20 до 290°С приводит к пропорциональному росту содержания фаз AlN и β-Si_3N_4 при одновременном уменьшении содержания α-фазы нитрида кремния.

Спектры пропускания исследуемых образцов представлены на рис. 2 в сопоставлении с пропусканием света для кварцевой подложки. Из рис. 2 видно, что исходное кварцевое стекло (рис. 2, кривая 1) имеет высокую степень пропускания, составляющую 87–90 %, во всем исследуемом интервале длин волн. Нанесение защитных покрытий системы Al-Si-N приводят к незначительному уменьшению светопропускания образцов кварцевого стекла (до 75-80 %) в видимой области спектра (рис. 2, кривая 2 и 3).

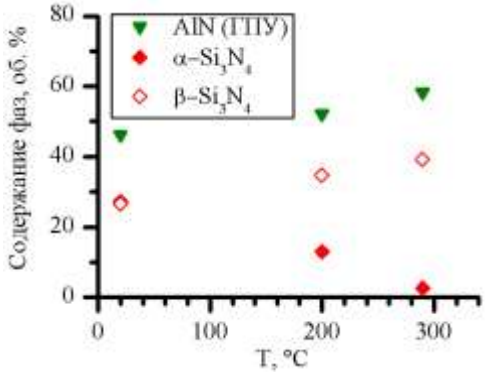


Рис. 1. Изменение содержания фаз, формируемых в композитных покрытиях системы Al-Si-N в зависимости от температуры подложки

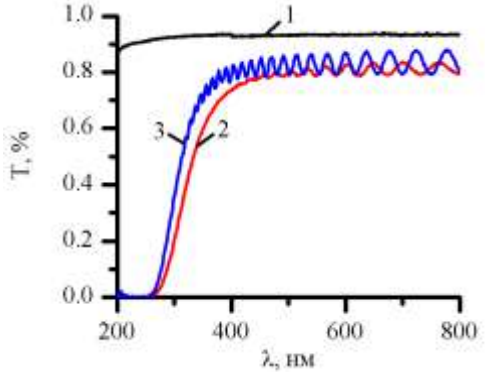


Рис. 2. Спектры пропускания образцов кварцевого стекла с защитными покрытиями:

1 – стекло КВ*; 2* – AlSiN-T20*; 3* –AlSiN-T200

Результаты исследования механических свойств покрытий системы Al-Si-N, сформированных в процессе магнетронного осаждения, представлены в табл. 2. Согласно этим данным, микротвердость формируемых покрытий системы Al-Si-N в независимости от температуры подложки составляет ≈ 27 ГПа. Видно, что полученные значения микротвердости для покрытий системы Si-Al-N превышают микротвердость исходного кварцевого стекла в 2,7 раза. Важно отметить, что для всех покрытий системы Al-Si-N высокие значения микротвердости сочетаются с высокими значениями коэффициента упругого восстановления ($R_e \geq 0.70$).

Таблица 2. Механические свойства покрытий

Образец	H (ГПа) (F=20,00мН)	E* (ГПа) (F=20,00мН)	k_y
Подложка	9,9 ± 0,11	72,2 ± 0,32	0,71
AlSiN-T20	26,5 ±0,35	207,8 ±0,77	0,74
AlSiN-T200	27,0±0,32	205,8 ±0,97	0,74

Таким образом, результаты РСА показали, что метод импульсного магнетронного осаждения позволяет формировать на поверхности кварцевого стекла композитные покрытия, содержащие фазы AlN (ГПУ), α-Si_3N_4 и β-Si_3N_4, соотношение которых зависит от температуры подложки кварцевого стекла в процессе осаждения. Исследование оптических свойств показало, что коэффициент пропускания для всех исследуемых покрытий составляет ~75–80 %. Полученные методом импульсного магнетронного осаждения защитные покрытия системы Al-Si-N характеризуются высокими значениями микротвердости (≈ 27 ГПа) наряду с высокими значениями коэффициента упругого восстановления ($R_e \geq 0.70$).

Литература:

1.A. Pélisson-Schecker, H.J. Hug, J. Patscheider, Surface & Coatings Technology, 257 114–120 (2014).

2.H. Liu, W. Tang, D. Hui, et. al., Thin Solid Films, 517 5988–5993 (2009).

3.Комраков Б.М., Шапочкин Б.А. Измерение параметров оптических покрытий. – М.: Машиностроение, 1986. – 136 с.

****

СТОЙКОСТЬ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ TI-AL-MO-N И TI-AL-MO-NI-N В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ИЗНАШИВАНИЯ

Сергевнин В.С., Блинков И.В., Белов Д.С., Волхонский А.О.

Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

v.s.sergevnin@gmail.com

V.S. Sergevnin, I.V. Blinkov, D.S. Belov, A.O. Volkhonskii

The properties of multi-layer arc-PVD Ti-Al-Mo-N and Ti-Al-Mo-Ni-N coatings under various friction and loading conditions are investigated. Under dry friction conditions, Ti-Al-Mo-N and Ti-Al-Mo-Ni-N coatings exhibited similar friction coefficients at room temperature (0.63 and 0.65 respectively) and at 500 °C (0.42 and 0.45 respectively) with insignificant wear, however, the wear mechanism of the coating material under friction conditions at 500 °C was different. At higher temperatures, the wear of the Ti-Al-Mo-Ni-N coating is higher than that of Ti-Al-Mo-N. This is due to the fact that along with the formation of MoO_3 oxide in the process of friction, which acts as a solid lubricant and reduces the friction coefficient, $TiNiO_3$ oxide is formed. This oxide is brittle fracture during friction, and its fragments act as abrasive particles, resulting in some increase in wear. However, after 8000 cycles complete abrasion of the coatings to the substrate does not occur. Their destruction during scratching occurs cohesively on the mechanism of plastic deformation without significant cracking and chipping of large fragments. This is due to the high fracture toughness of the coatings (relative work of plastic deformation of ~ 60% and 70% for Ti-Al-Mo-N and Ti-Al-Mo-Ni-N, respectively) along with their high hardness (37 and 45 GPa, respectively). Under such conditions, partial abrasion of the coatings to the substrate occurs when the load on the indenter is ~ 75 N in both cases.

Благодаря своим износостойким свойствам в качестве основы для защитных покрытий широко используется TiN. Известно, что алюминий повышает твердость TiN [1], введение Mo в покрытия приводит к улучшению трибологических свойств за счет образования при окислении оксида MoO_3,

действующего в роли твердой смазки [2]. Введение Ni в структуру нитрида титана приводит к уменьшению размера его зерна, что в свою очередь оказывает положительное влияние на твердость покрытия [3], а также на его жаростойкость [4].

В работе исследованы свойства arc-PVD покрытий Ti-Al-Mo-N и Ti-Al-Mo-Ni-N в различных условиях трения и нагружения. Покрытия толщиной около 4 мкм получали методом arc-PVD с использованием катодов из чистого Mo, сплавов ВТ5 и нитинола в атмосфере азота. При нанесении покрытий использовался планетарный механизм для вращения подложек с целью послойного осаждения элементов и получения мультислойной нитридной структуры.

В условиях сухого трения покрытия Ti-Al-Mo-N и Ti-Al-Mo-Ni-N демонстрировали схожий коэффициент трения при комнатной температуре (0,63 и 0,65 соответственно) и при 500 °C (0,42 и 0,45 соответственно) с незначительным износом, однако, механизм изнашивания материала покрытия в условиях трения при 500 °C различался. При повышенной температуре износ покрытия Ti-Al-Mo-Ni-N выше, чем у Ti-Al-Mo-N. Это связано с тем, что наряду с образованием в процессе трения оксида MoO_3, выполняющего роль твердой смазки и снижающего коэффициент трения, образуется оксид $TiNiO_3$. Этот оксид хрупко разрушается во время трения, и его фрагменты действуют как абразивные частицы, приводя к некоторому повышению износа. Однако, после 8000 оборотов полного истирания покрытий до подложки не происходит.

Имитация движения абразивной частицы вдоль поверхности покрытия путем царапания алмазным индентором с возрастающей нагрузкой показала, что их разрушение происходит когезионно по механизму пластического деформирования без значительного растрескивания и откалывания крупных фрагментов. Это связано с высокой вязкостью покрытий (относительная работа пластического деформирования ~ 60 % и 70 % для Ti-Al-Mo-N и Ti-Al-Mo-Ni-N соответственно) наряду с их высокой твердостью (37 и 45 ГПа соответственно). В таких условиях частичное истирание покрытий до подложки происходит при нагрузке на индентор равной ~ 75 Н в обоих случаях.

Тестирование покрытий при многоцикловом ударном нагружении свидетельствует, что исследуемые покрытия обладают высокой устойчивостью благодаря сочетанию высокой твердости с пластичностью и повышенной прочности сцепления с подложкой.

Литература

1. Ионно-плазменные покрытия Ti–Al–N на режущем твердосплавном инструменте, работающем в условиях постоянных и знакопеременных нагрузок, В.Н. Аникин, И.В. Блинков, А.О. Волхонский, Н.А. Соболев, Р.В. Кратохвил, А.Е. Фролов, С.Г. Царева, Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 1 (2009) 44-52.

2. Magnéli phase formation of PVD Mo–N and W–N coatings, G. Gassner, P.H. Mayrhofer, K. Kutschej, C. Mitterer, M. Kathrein, Surface & Coatings Technology, 201 (2006) 3335–3341.

3. The effect of Cu and Ni on the nanostructure and properties of arc-PVD coatings based on titanium nitride, D.S. Belov, I.V. Blinkov, A.O. Volkhonskii, Surface & Coating Technology, 260 (2014) 186-197.

4. Thermal stability and chemical resistance of (Ti,Al)N-Cu and (Ti,Al)N-Ni metal-ceramic nanostructured coatings, D.S. Belov, I.V. Blinkov, A.O. Volkhonskii, D.V. Kuznetsov, F.V. Kiryukhantsev-Korneev, Yu. A. Pustov, V.S. Sergevnin, Applied Surface Science, 388 (2016) 2–12.

****

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ $TI_XAL_{1-X}N$ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ $(CR+B)^+$

Сергеев О.В., Калашников М.П., Воронов А.В., Сергеев В.П.

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

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF $TI_XAL_{1-X}N$ COATINGS AT IMPLANTATION OF $(CR+B)^+$ IONS

O. V. Sergeev, M. P. Kalashnikov, A. V. Voronov, V. P. Sergeev

The effect of the bombardment by high-energy $(Cr+B)^+$ ions on the structure and mechanical properties of Ti-Al-N coatings is investigated. It is established by the X-ray analysis method that the amorphization of the surface layer of the coating occurs at the used modes of ionic processing. The

secondary ion mass spectrometry and X-ray analysis show that this effect causes an amplification of destruction of the surface layer of the coating under ion bombardment due to the induced crystalline lattice amorphization.

Широкое практическое применение износостойких покрытий на основе нитридов переходных материалов требует разработки новых методов улучшения их структуры и физико-механических свойств. Одним из эффективных способов повышения их свойств как многокомпонентной и многоуровневой системы может стать имплантация многоэлементными пучками ионов высокой энергии. Она позволяет синтезировать покрытия с изменяющимся по глубине структурно-фазовым составом, а также наноструктурировать поверхностный слой, улучшая его трибологические характеристики. Целью работы является исследование изменения микроструктуры, фазового состава поверхностного слоя и трибомеханических свойств покрытий на основе системы $Ti_xAl_{1-x}N$, облучаемых высокоэнергетическим пучком ионов $(Cr+B)^+$.

Покрытия наносили на подложки из закаленной и отпущенной высокопрочной стали 38ХН3МФА с шероховатостью не более Ra=0.32 мкм с помощью импульсного магнетронного распыления композиционной мишени состава Ti (~70 ат.%) и Al (~30 ат.%) в реактивной среде из смеси газов аргона и азота при общем давлении 0,3 Па и парциальном давлении азота - 0,6 Па. Частота импульсов разрядного тока магнетрона была 50 кГц при скважности 80%. Нагрев образцов в вакуумной камере до температуры напыления 573К осуществляли с помощью молибденового нагревателя. После осаждения поверхность покрытия подвергалась бомбардировке пучком ионов с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника “DIANA-3” (Techimplant Ltd, Russia), встроенного в вакуумную камеру установки напыления. Ускоряющее напряжение составляло 60 кВ. Остаточное давление в вакуумной камере в процессе имплантации - 1×10^{-3} Па. Исследовался результат воздействия на покрытия композиционных пучков, состоящих из ионов Cr и ионных комплексов хрома и бора. Облучение выполнялось при флюенсах 2 и $4\cdot10^{17}$ $см^{-2}$. Для получения ионных комплексов использовались композиционные катоды, изготовленные методом порошковой металлургии и имеющие химический состав ~60 ат.% Cr и ~40 ат.% B. Микроструктуру и фазовый состав изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) высокого разрешения JEOM-2100 (Jeol Ltd., Япония). По темнопольным изображениям, полученных методом ПЭМ, определяли средний размер зерен <d>. Режимы микродифракции и микрорентгеноспектрального анализа (INCA-Energy X-act, INCA-Wave, Oxford Instruments, Англия) в приборе JEOM-2100 использовали для определения фазового и химического состава отдельных структурных составляющих и локальных микрообластей в покрытии. Для этой цели приготавливались фольги из образцов методом “cross-section” на приборе ионного утонения ION SLISER EM-09100IS (Jeol Ltd., Япония). Концентрационные профили элементов по толщине покрытия исследовали масс-спектрометром вторичных ионов MS-7201M в режиме травления пучком ионов аргона. Испытания образцов на трение и износ проводили на машине 2070SMT-1 по схеме “вращающееся контртело - неподвижный образец с покрытием”. Контртело представляло диск толщиной 10 мм и диаметром 50 мм из закаленной стали SHH-15 твердостью HRC=62 со шлифованной цилиндрической поверхностью до R_a=0,32 мкм. Изнашивание проводили на воздухе в условиях сухого трения скольжения. Скорость вращения контртела - 100 об/мин, нормальная сила прижатия контртела к поверхности покрытия - 49 Н. Суммарную толщину покрытия и износ образцов определяли гравиметрическим методом. Микровердость покрытия измеряли нанотвердомером NanoHardnessTester (CSM) при нагрузке 10 мН и глубине внедрения наноиндентора Берковича до 120 нм.

С помощью масс-спектрометрии вторичных ионов установлено, что исходные покрытия состоят из ~36 ат.% Ti, ~16 ат.% Al и ~48 ат.% N. Имплантация ионов хрома и ионных комплексов в покрытие $Ti_xAl_{1-x}N$, приводит к изменению химического состава поверхностного слоя. Средние концентрации в поверхностном слое титана, алюминия уменьшаются, а хрома и бора увеличиваются. С ростом флюенса облучения эти изменения в концентрациях усиливаются.

Изучение с помощью ПЭМ микроструктуры покрытий показало, что в исходных покрытиях она имеет обычный столбчатый характер со средним поперечным размером столбцов ~110 нм, высота которых близка к толщине покрытия. При исследовании поперечных сечений в режиме микродифракции установлено, что исходные покрытия имеют однородный фазовый состав как по глубине, так и по площади и состоят из смеси трех фаз - TiN с ГЦК структурой (параметр кристаллической решетки a = 0,4242 нм), AlN с ГЦК структурой (a = 0,412нм) и $Ti_3Al_2N_2$ с ГПУ

структурой (a = 0,2988 нм, c = 2,335 нм). Имплантация ионов хрома и бора в покрытие $Ti_xAl_{1-x}N$ приводит к изменению, как фазового состава поверхностного слоя, так и его структуры. Поверхностный слой покрытия модифицируется. Столбчатое строение его нарушается, объем разбивается на чередующиеся локальные зоны - кристаллические и аморфные. Размер зерен в кристаллических областях менее 10 нм. Наблюдается аморфизация отдельных локальных областей кристаллической решетки.

Имплантация ионов Cr^+ и $(Cr+B)^+$ в покрытия $Ti_xAl_{1-x}N$ при флюенсе облучения $2\cdot10^{17}$ см$^{-2}$ приводит к уменьшению износостойкости их (табл.1) в 1,4-2,2 раза, тогда как имплантация ионов $(Cr+B)^+$ при флюенсе облучения $4\cdot10^{17}$ см$^{-2}$ приводит, наоборот, к повышению износостойкости имплантированных покрытий $Ti_xAl_{1-x}N$ в 1,5 раза. Значительное падение износостойкости покрытий, облученных пучком ионов $(Cr+B)^+$ и, особенно, Cr^+, может быть обусловлено аморфизацией поверхностного слоя, понижающей предел прочности материала покрытия. В процессе изнашивания происходит растрескивание и хрупкое разрушение поверхностного слоя покрытия. Вследствие этого механизм изнашивания покрытия, по-видимому, переходит от окислительного к абразивному, поэтому его скорость износа резко возрастает. Повышение износостойкости при флюенсе $4\cdot10^{17}$ см$^{-2}$ обусловлено протекающими процессами выделения в поверхностном слое новых упрочняющих фаз AlB_{10} и AlB_{12}, объемная доля которых возрастает с увеличением флюенса облучения покрытий ионами $(Cr+B)^+$.

Таблица 1. Износостойкость ($\Delta t/\Delta m$) покрытий.

Режим обработки покрытий	$\Delta t/\Delta m$, $\times 10^6$ сек/г
Исходное состояние	1,1 ± 0,2
Имплантация Cr+ при флюенсе 2×10^{17} см$^{-2}$	0,5 ± 0,1
Имплантация $(Cr+B)^+$ при флюенсе 2×10^{17} см$^{-2}$	0,8 ± 0,1
Имплантация $(Cr+B)^+$ при флюенсе 4×10^{17} см$^{-2}$	1,6 ± 0,3

****

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Синякова Е.А. [1], Панин А.В. [1], Казаченок М.С[1], Иванов Ю.Ф. [2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, Россия, 634055

[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, г. Томск, Россия, 634055

mea@ispms.tsc.ru

CHANGES OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION IN THE SURFACE LAYER OF TI-6AL-4V TITANIUM ALLOY UNDER ELECTRON BEAM TREATMENT

E.A. Sinyakova[1], A.V. Panin,[1] M.S. Kazachenok[1], Y.F. Ivanov[2]

Methods of optical microscopy, X-ray diffraction analysis and dispersion-energy X-ray spectroscopy have been used to study the changes in the structure, phase and element composition of surface layers of a titanium alloy Ti-6Al-4V under the influence of electron beam treatment. It was shown that irradiation with 3 electron pulses with an energy density in the beam of W = 25 J / cm2 and a pulse duration of 50 μs leads to the formation of a gradient structure in the surface layers of the Ti-6Al-4V samples. In the near-surface layer, a martensitic transformation takes place with the formation of the α′-phase and the simultaneous destruction of the β-phase. Analysis of concentration profiles showed an increase in the amount of aluminum in the surface layer after electron beam treatment.

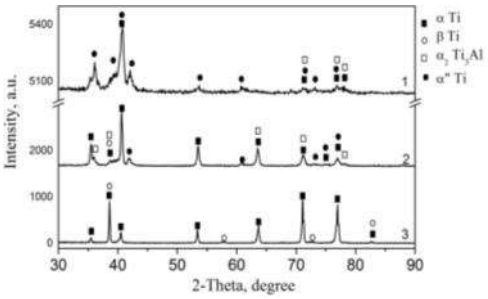


Рис.1. Рентгенограммы образцов титанового сплава ВТ6 в исходном состоянии (3) и после электронно-пучковой обработки (1,2); снятые методами скользящего пучка (1) и Брегга-Брентано (2,3)

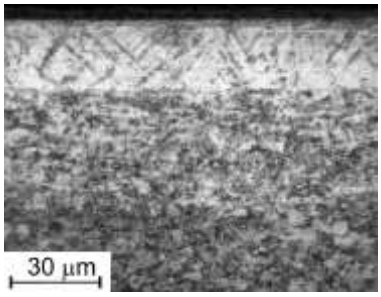


Рис.2. Оптическое изображение боковой грани образца титанового сплава ВТ6, обработанного электронным пучком с плотностью энергии 25 Дж/см^2

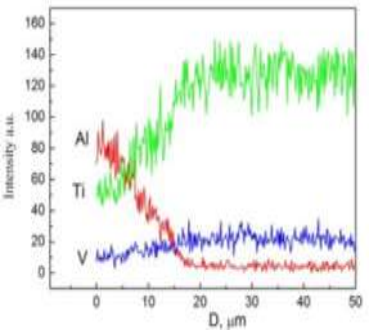


Рис. 3. Концентрационные профили распределения компонентов по боковой грани образца титанового сплава ВТ6 обработанного электронным пучком с плотностью энергии 25 Дж/см^2

Известно, что обработка импульсными концентрированными потоками энергии приводит к существенному повышению пределов прочности, жаростойкости, коррозионной стойкости, износостойкости и других характеристик конструкционных материалов [1,2]. Подобное увеличение эксплуатационных характеристик материалов связано с тем, что в ходе обработки происходят процессы высокоскоростного нагрева, плавления, испарения, динамической кристаллизации, приводящих к изменению топографии поверхности, формы и размера зерен, плотности дислокаций и точечных дефектов [3,4]. В случае облучения электронным пучком титановых сплавов может дополнительно происходить изменение количественного соотношения альфа и бета фаз, перераспределение элементов в тонком поверхностном слое (до 10 мкм), образование новых фаз и др. [5]. Однако закономерности фазовых переходов, изменения элементного состава и образования вторых фаз остаются слабо изучены, поскольку они зависят от многих факторов, таких как скорость обработки, число импульсов, ход луча, геометрии сканирования и др. В данной работе исследовано влияние облучения низкоэнергетическими электронными пучками с плотностью энергии в пучке W= 25 Дж/см^2, длительностью импульсов 50 мкс и числом импульсов 3 на изменение микроструктуры, элементного состава и процессы фазовых переходов в поверхностных слоях титанового сплава ВТ6.

Рентгеноструктурные исследования, проведённые при различных схемах съемки, выявили градиентную структуру модифицированного поверхностного слоя титанового сплава ВТ6. Съемка, проведенная в режиме скользящего пучка, показала, что непосредственно вблизи поверхности полностью отсутствует β-фаза и формируются мартенситная α′′-фаза и α_2-фаза (Ti_3Al) (рис. 1, рентгенограмма 1). Согласно [6], подобное структурное состояние формируется при нагреве под закалку до двухфазной области α+β выше температуры T_3, где концентрация β стабилизатора в β-фазе меньше критической и поэтому мартенситное превращение протекает полностью. В то же время исследования методом Брэгга-Брентано, позволяющем получить информацию о структуре материала на глубине до 20 мкм, показали, что в приповерхностном слое основной фазой остается α+β-фазы титана. Однако в нем так же присутствуют мартенситная α′′-фаза и α_2-фаза (Ti_3Al), доли которых значительно снижаются (рис.1, рентгенограмма 2).

Металлографические исследование боковой грани образцов ВТ6 позволяют наглядно продемонстрировать градиентную структуру, формирующуюся в процессе обработки электронным пучком (рис.2). У поверхности формируется слой, испытавший плавление и последующую быструю кристаллизацию толщиной 20 мкм, внутри которого наблюдется ламельная структура. Ниже расположена зона термического влияния толщиной 35 мкм, в которой выявляются мелкие зерна α и β-фаз. С увеличением глубины слоя количественное соотношение фаз изменяется, и на расстоянии 50 мкм от поверхности сохраняется исходная структура, состоящая из сравнительно мелких (~2-3 мкм) глобулярных зерен α-фазы, отделенных друг от друга прослойками из β-фазы.

Рис.1. Рентгенограммы образцов титанового сплава ВТ6 в исходном состоянии (3) и после электронно-пучковой обработки (1,2); снятые методами скользящего пучка (1) и Брегга-Брентано (2,3) Изменения структуры поверхностного слоя титановых образцов ВТ6 в процессе обработки электронным пучком сопровождается изменением его элементного состава. По данным микрорентгеноспектрального анализа в слое толщиной 20 мкм происходит увеличение концентрации алюминия, в то время как содержание титана и ванадия снижается (рис. 3).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 17-79-10362). Экспериментальные исследования проводились с использованием приборов Томского регионального МЦКП Томского государственного университета.

Список литературы:

1. S. Leuders, M. Thone, A. Riemer, T. Niendorf. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance // International Journal of Fatigue. – 2013. - V.48. - P 300–307.

2. Bo Gao, Shengzhi Hao, Jianxin Zou. Effect of high current pulsed electron beam treatment on surface microstructure and wear and corrosion resistance of an AZ91HP magnesium alloy // Surface & Coatings Technology. – 2007. – V.201. - P. 6297–6303.

3. Y. Haoa, B. Gaoa, G.F. Tua, S.W. Li. Surface modification of Al–20Si alloy by high current pulsed electron beam // Applied Surface Science. - 2011. – V. 257. – P. 3913–3919.

4. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев Д.А. Структурно-фазовые изменения в поверхностных слоях деталей из титанового сплава ВТ6 при облучении сильноточным импульсным электронным пучком // ФХОМ. – 2012. - №3. – С. 5-9.

5. Zhang X.D., Zou J.X., Weber S., Hao S.Z. Microstructure and property modifications in a near α-Ti alloy induced be pulsed electron beam surface treatment // Surface and Coatings Technology. – 2011. – 206. – P. 259-304.

6. Аношкин Н.Ф. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов // Металлургия, - М: 1980, 464 с.

****

ВЗАИМОСВЯЗЬ ОТКРЫТОЙ ПОРИСТОСТИ И ШЕРОХОВАТОСТИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ С ТУГОПЛАВКИМИ ДОБАВКАМИ

Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г.

Россия, Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, struchkov_n@rambler.ru

INTERRELATION OF OPEN POROSITY AND ROUGHNESS OF THE GAS-THERMAL COATING WITH REFRACTORY ADDITIVES

Struchkov N.F., Vinokurov G.G.

In work researches of open porosity of coatings with the modifying additives by method of hydrostatic weighing are conducted. The interrelation of a roughness of a surface of a gas-thermal coating and open porosity is established.

Введение

Одной из основных характеристик получаемых порошковых покрытий является их пористость с размерами пор в весьма широком диапазоне ~10^{-8} – 10^{-4} м *[1]*. В износостойких покрытиях высокий уровень пористости с крупными порами ухудшает характеристики прочности и твердости, что приводит к снижению износостойкости. С другой стороны, при трении скольжения смазочное вещество, заполняющее мелкие поры покрытия, равномерно распределяется по контактным поверхностям трения, снижая коэффициент трения и интенсивность изнашивания.

Для измерения открытой пористости порошковых материалов и покрытий широко применяется метод гидростатического взвешивания [2-4], основным достоинством которого является общая простота методики и доступность испытательного оборудования.

Материалы и методика экспериментальных исследований

Объектами исследования в работе являются износостойкие покрытия, полученные электродуговой металлизацией порошковой проволоки с тугоплавкими добавками корунда Al_2O_3 следующего состава: углерод 0,47 - 0,51% масс.; хром 2 – 4% масс.; оксид алюминия 10 – 15% масс.; железо – остальное (разработка Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН). Диаметр порошковой проволоки равен 2,0 мм; коэффициент заполнения составляет ~0,35-0,4. Покрытия нанесены на установке электродуговой металлизации ЭДУ-500 при следующих технологических режимах (табл. 1).

Таблица 1 Технологические режимы электродуговой металлизации покрытий с тугоплавкими добавками корунда

№ режима	Напряжение дуги U, В	Ток дуги I, А	Дистанция напыления L, мм
3	30	280-300	130
6	35	280-300	130
9	40	280-300	130

Для проведения измерений были изготовлены цилиндрические и прямоугольные образцы с покрытием на торцевой стороне. Определение открытой пористости газотермических покрытий проводилось методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 9.304-87 [3].

При использовании данного метода, основным фактором, определяющим его точность, является степень насыщения открытых пор покрытия рабочей жидкостью. Применение керосина, обладающего высокой проникающей способностью, в качестве пропитывающей жидкости позволяет исключить дополнительные операции пропитки, необходимые при использовании других жидкостей. Поэтому в работе в качестве рабочей пропитывающей жидкости открытых пор покрытия был использован керосин. Взвешивание образцов на воздухе и в жидкой среде проведены на электронных весах с точностью до 0,0001 г.

Шероховатость покрытий была измерена профилометром Surftest SJ-201P (Mitutoyo, Япония).

Результаты измерений и обсуждение

Открытая пористость газотермических покрытий с модифицирующими добавками определялась по следующей формуле:

$$П = \frac{(m_2 - m)\rho_0}{(m_2 - m_1)\rho_0 - m_0\rho_{ж}} \cdot 100\%,$$

где m – масса сухого образца с покрытием на воздухе; m_0 – масса подложки; m_1 – масса пропитанного образца с покрытием в жидкости; m_2 – масса пропитанного образца с покрытием на воздухе; ρ_0 – плотность подложки; $\rho_ж$ – плотность пропитывающей жидкости (керосина).

Измерение пористости газотермических покрытий методом гидростатического взвешивания проводилось по следующему порядку:

Взвешивание образца с покрытием (m) в сухом состоянии.

Пропитка образца с покрытием в керосине в течение одной сутки.

Взвешивание пропитанного образца с покрытием (m_2) на воздухе.

Взвешивание пропитанного образца с покрытием (m_1) в жидкости.

Формирование структуры покрытия из множества частиц порошкового материала, вследствие их разбрызгивания, неполного расплавления в плазме и неплотной упаковки, приводит к образованию пористости. Формирование таких пор с очень широким диапазоном размеров во всем объеме покрытия приводит к их выходу на поверхность, т.е. образованию открытой пористости. Поэтому наличие пор в газотермических покрытиях отражается на особенностях их структуры.

В табл. 2 приведены результаты измерения открытой пористости и параметров шероховатости (Ra – среднеарифметическое отклонение, Rq – срднеквадратичное отклонение, Rz – средний размах профиля) покрытий с тугоплавкими добавками корунда, напыленных при разных технологических режимах (табл.2).

Таблица 2 Результаты измерения открытой пористости и шероховатости покрытий с тугоплавкими добавками корунда

№ режима	*П*, %	*Ra*, мкм	*Rq*, мкм	*Rz*, мкм
3	3,02	0,76	1,15	6,16
6	1,64	0,41	0,5	2,49
9	1,97	0,92	1,21	5,96

Как видно из таблицы 2, наименьшее значение открытой пористости (1,64%) и параметров шероховатости наблюдается у покрытия, полученного при режиме №6 (ток I=280-300А, напряжение U=35В, дистанция напыления L=130мм). При снижении напряжения дуги (до U=30В) открытая пористость покрытия увеличивается практически вдвое, рост напряжения дуги до 40В также повышает пористость до ≈2%. Также высокие значения параметров шероховатости наблюдаются у покрытий, полученных при режимах № 3 и №9.

Заключение

1. Методом гидростатического взвешивания установлены уровни открытой пористости газотермических покрытий с модифицирующими добавками корунда Al_2O_3. Видно, что уровень открытой пористости и газотермического покрытия зависит от изменений технологических режимов его получения.

2. Минимальное значение открытой пористости наблюдается у покрытия, полученного при технологическом режиме №6 (ток I=280-300А, напряжение U=35В). При снижении напряжения дуги (до U=30В) и повышении (до 40В) открытая пористость покрытия увеличивается до ≈2%. Также, при тех же режимах, наблюдается высокие значения параметров шероховатости, что показывает взаимосвязь открытой пористости и шероховатости.

Литература

1. Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белащенко В.Е., Солоненко О.П., Сафиуллин В.А. Нанесение покрытий плазмой.–М.: Наука, 1990.–408с.
2. Исакаев Э.Х., Мордынский В.Б., Подымова Н.Б., Сидорова Е.В., Школьников Е.И. Определение пористости газотермических покрытий // Физика и химия обработки материалов. – 2010. – №5. – С. 71-77.
3. ГОСТ 9.304-87 Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля. вед. 01.07.89. – М.: Изд-во стандартов, 1988. – 10 с.
4. Тушинский Л.И., Плохов А.В., Токарев А.О., Синдеев В.И. Методы исследований материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий. – М.: Мир, 2004. – 384 с.

****

ИНДИКАЦИЯ АММИАКА НАНОРАЗМЕРНЫМИ ПЛЕНКАМИ МЕДИ

Суровая В.Э [2]. Бугерко Л.Н. [1], Суровой Э.П. [1]

Россия, [1]Кемеровский государственный университет, epsur@kemsu.ru

Россия, [2]Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, sur.vik@mail.ru

INDICATION OF AMMONIA BY NANO-DIMENSIONAL COPPER FILMS

Surovaya V.E., Bugerko L.N, Surovoi E.P.

As a result of studies of the optical properties of copper nanodischarge films of thickness (d = 2-13 nm) deposited on glass substrates (GOST 9284-59), during the exposure to gaseous ammonia under atmospheric conditions at T = 293 K, the spectra of absorption of a new substance. Estimated by the long-wave absorption threshold, which is located at $\lambda \approx 363$ nm, the optical band gap of the material $E \approx 3,4$ eV formed is in satisfactory agreement with the width of the forbidden band Cu_3N. The kinetic curves of the degree of conversion of copper films in the atmosphere of gaseous ammonia are described by linear, inverse logarithmic, cubic and logarithmic laws.

Расширение областей применения меди выдвигает новые научно-технические задачи, в частности, изучение изменения свойств изделий на основе наноразмерных пленок меди в условиях агрессивного воздействия окружающей среды.

Образцы для исследований готовили методом термического испарения в вакууме ($2 \cdot 10^{-3}$ Па) путем нанесения тонких (2 – 13 нм) пленок меди на подложки из стекла (ГОСТ 9284 – 59), используя вакуумный универсальный пост «ВУП-5М». Толщину пленок меди определяли спектрофотометрическим (спектрофотометр «Shimadzu UV-1700») и гравиметрическим (кварцевый резонатор) методами.

Аммиак получали термическим разложением концентрированного гидроксида аммония, сушили и напускали в экспериментальную ячейку из стекла. Образцы подвергали воздействию газообразного аммиака при T = 293 K до окончания процесса взаимодействия.

Регистрацию эффектов до и после воздействия газообразного аммиака осуществляли гравиметрическим (кварцевый резонатор) и спектрофотометрическим в диапазоне длин волн 190-1000 нм (используя спектрофотометр «Shimadzu UV-1700») методами. Измерения фото-ЭДС ($U_Ф$) проводили в вакууме ($1 \cdot 10^{-5}$ Па). Контактную разность потенциалов (КРП) между образцами меди, нитрида меди и электродом сравнения из платины измеряли в интервале давлений ($P = 1{,}3 \cdot 10^5 – 1 \cdot 10^{-5}$ Па), используя модифицированный метод Кельвина.

При взаимодействии пленок меди разной толщины с газообразным аммиаком при температуре T = 293 K спектры поглощения, отражения и масса образцов претерпевают существенные изменения. В процессе воздействия газообразного аммиака на наноразмерные пленки меди формируется спектр поглощения нового вещества. Оцененная по длинноволновому порогу поглощения, который находится при $\lambda \approx 363$ нм, оптическая ширина запрещенной зоны образующегося вещества составляет $E \approx 3{,}4$ эВ. Было сделано предположение, что основным продуктом взаимодействия пленок меди с газообразным аммиаком является нитрид меди. Последующее продолжительное (в течение 2х лет) хранение нитрида меди в атмосфере газообразного аммиака, а также в атмосферных условиях не приводит к заметному изменению спектров поглощения и отражения.

Закономерности изменения спектров поглощения при увеличении или уменьшении толщины пленок меди сохраняются - наблюдается уменьшение оптической плотности образцов в исследуемом диапазоне длин волн и формирование спектра поглощения нитрида меди.

Для выяснения закономерностей протекания процесса взаимодействия пленок меди с газообразным аммиаком при температуре 293 были рассчитаны и построены кинетические зависимости степени превращения ($\alpha = f(\tau)$). Установлено, что с уменьшением толщины пленок меди наблюдается увеличение скорости процесса взаимодействия Cu с газообразным аммиаком.

Кинетические кривые степени превращения пленок меди разной толщины условно можно разбить на несколько участков (рис. 4): линейный ($\alpha = K\tau + A$), обратный логарифмический ($K / \alpha = B – \lg\tau$), кубический ($\alpha^3 = K\tau + B$) и логарифмический ($\alpha = K \lg(B\tau + 1)$), где K – константа скорости формирования нитрида меди, A и B – постоянные интегрирования, τ – время взаимодействия. Продолжительность соответствующих участков определяется толщиной пленок меди. По мере увеличения толщины пленок меди наблюдается увеличение продолжительности участков кинетических кривых степени превращения.

Для выяснения причин, вызывающих наблюдаемые изменения спектров поглощения и отражения, а также кинетических кривых степени превращения пленок меди в процессе воздействия газообразного аммиака были измерены $U_Ф$ систем Cu – Cu_3N и КРП для пленок Cu, Cu_3N. Из анализа результатов измерений КРП было установлено, что в области контакта Cu – Cu_3N (из-за несоответствия между работами выхода из контактирующих партнеров) возникает антизапорный электрический слой. Напряженность электрического поля на границе контакта Cu – Cu_3N (для пленок меди различной толщины) составляет $\sim 10^6 – 10^7$ В/см.

На рисунке 1 приведена диаграмма энергетических зон контакта Cu – Cu_3N, при построении которой использованы результаты измерений КРП, $U_Ф$, спектров поглощения пленок Cu_3N и Cu.

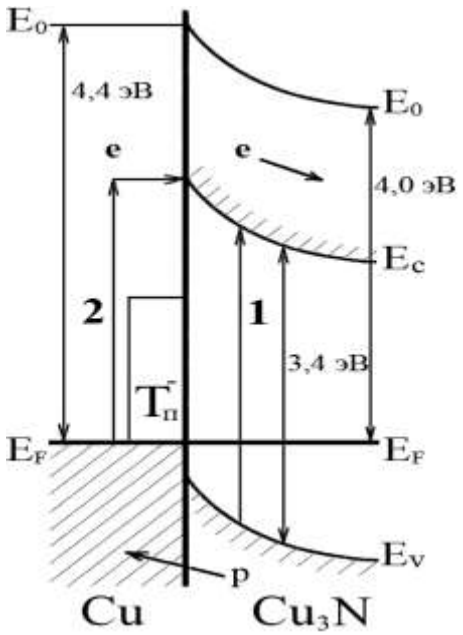


Рис. 1 Диаграмма энергетических зон системы Cu- Cu_3N. E_V – уровень потолка валентной зоны,
E_F – уровень Ферми, E_C – уровень дна зоны проводимости, E_0 – уровень вакуума,
T_n – уровни поверхностных электронных состояний контакта.

Полярность $U_Ф$ (рис. 1, переходы 1, 2) соответствует отрицательному знаку со стороны нитрида меди. Генерация $U_Ф$ прямо свидетельствует о формировании в процессе воздействия газообразного аммиака на пленки меди гетеросистем Cu – Cu_3N, переходы носителей заряда, на границе раздела которых обеспечивают наблюдаемые изменения спектров поглощения и отражения, а также кинетических кривых степени превращения.

В процессе химической адсорбции частицы, находящиеся в адсорбированном состоянии, отличаются по своей природе от соответствующих молекул в газовой фазе, представляя собой не сами молекулы, а отдельные части этих молекул, которые ведут на поверхности самостоятельное существование. Мы предполагаем, что при химической адсорбции NH_3 свободные электроны решетки нитрида меди (по мере приближения молекулы аммиака к поверхности Cu_3N) все в большей степени локализуется около той точки на поверхности (S), к которой приближается молекула NH_3. При этом между атомами азота и поверхностью Cu_3N возникают связи, обеспечиваемые локализующимися электронами (S 3e) и упрочняющиеся по мере приближения молекулы аммиака. Связь между атомом азота и тремя атомами водорода постепенно ослабевает. В итоге атомы азота оказываются связанными прочными связями с поверхностью Cu_3N

$N + S\ 3e = S\ N^{3-}$.

Необходимые для ионизации хемосорбированных атомов азота электроны могут туннелировать из металла через слой нитрида меди:

$Cu \rightarrow Cu^+ + e$

Сформированный слой нитрида меди будет препятствовать перемещению катионных вакансий от внешней поверхности Cu_3N к Cu и, таким образом, тормозить процесс взаимодействия меди с газообразным аммиаком. Из-за достаточно высокой подвижности электронов и низкой скорости движения катионных вакансий в системе Cu - Cu_3N возникает потенциал. Этот потенциал создает электрическое поле в слое Cu_3N, которое стимулирует движение катионных вакансий от наружной поверхности нитрида меди к меди.

Ионы азота (N^{3-}) в приповерхностной области нитрида меди создают новые узлы. Вследствие этого в приповерхностной области Cu_3N появляется недостаток занятых катионами узлов кристаллической решетки, т. е. формируются катионные вакансии ($V_к^-$), наличие которых облегчает перемещение катионов Cu^+ от металла к внешней поверхности формируемой системы Cu – Cu_3N.

****

ОТРАЖАЮЩИЕ НАНОРАЗМЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ BI-MOO_3

Суровая В.Э.

Россия, Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, sur.vik@mail.ru

REFLECTIVE NANO-DIMENSIONAL COATINGS BASED ON BI-MOO_3

Surovaya V.E.

The reflective properties of the Bi MoO_3 nanoscale systems were studied by optical spectroscopy, microscopy, gravimetry, depending on the thickness of the Bi films (d = 3 - 92 nm) and MoO^3 (d = 5 - 40 nm), the temperature (373 - 673 K) and the heat treatment time (τ = 0,02 - 2560 min). The contact potential difference is measured for Bi, MoO_3, and photo-emf of Bi MoO_3 systems. A diagram of the energy bands of the Bi - MoO_3 systems is constructed.

Используемые человечеством энергоресурсы постепенно иссякают, стоимость их добычи увеличивается, а нерациональное использование сказывается на экологии. Энергосбережение в любой сфере деятельности человека способно свести к минимуму бесполезные потери энергии, что сегодня является одним из приоритетных направлений. Для целей энергосбережения всё большее распространения получают различного рода теплоотражающие и рефлекторные покрытия и пленки.

Образцы для исследований готовили методом термического испарения в вакууме ($2 \cdot 10^{-3}$ Па) путем нанесения тонких слоев Bi (3-92 нм) и MoO_3 (5-40 нм) на подложки из стекла, используя вакуумный универсальный пост «ВУП-5М». Двухслойные системы Bi-MoO_3 готовили путем последовательного нанесения слоев MoO_3 на слой Bi (предварительно нанесенный на подложку из стекла).

В качестве испарителя использовали лодочки из молибденовой и танталовой жести толщиной $d = 3 \cdot 10^{-4}$ м для приготовления слоев MoO_3 и Bi соответственно. Подложками служили предварительно очищенные стекла от фотопластинок (ГОСТ 9284 – 59). Толщину пленок MoO_3 и Bi определяли спектрофотометрическим (спектрофотометр «Shimadzu UV–1700») и гравиметрическим (кварцевый резонатор) методами. Образцы подвергали термической обработке в муфельной печи «Тулячка-3П» в интервале температур 373-673 К. При этом образцы помещали на разогретую до соответствующей температуры фарфоровую пластину и подвергали термической обработке в течение 0,02-2560 мин. в атмосферных условиях. Регистрацию эффектов до и после термической обработки исследуемых образцов осуществляли гравиметрическим (кварцевый резонатор) и спектрофотометрическим (в диапазоне длин волн 190-1100 нм, используя спектрофотометр «Shimadzu UV–1700») методами. Измерения фотоЭДС ($U_ф$) проводили на высоковакуумном экспериментальном комплексе. Контактную разность потенциалов (КРП) между пленками висмута, оксида молибдена (VI) и электродом сравнения из платины измеряли, используя модифицированный метод Кельвина.

В результате исследований оптических свойств наноразмерных пленок MoO_3, Bi и двухслойных систем Bi-MoO_3 было установлено, что спектры поглощения образцов до термической обработки в значительной степени зависят от толщины каждого из слоев MoO_3 и Bi. При этом на спектрах поглощения систем Bi-MoO_3 проявляются полосы поглощения индивидуальных пленок MoO_3 и Bi.

Спектры поглощения системы Bi-MoO_3 в коротковолновой области спектра (λ = 300–500 нм) по мере уменьшения толщины пленок висмута в значительной степени определяются поглощением пленок MoO_3. В длинноволновой области спектра λ = 500–1100 нм в большей степени проявляются полосы поглощения пленок висмута. По мере увеличения толщины пленок висмута наблюдается увеличение оптической плотности системы Bi-MoO_3 в диапазоне λ = 300-1100 нм. При увеличении толщины пленок MoO_3 оптическая плотность системы Bi-MoO_3 также возрастает, однако, при этом в большей степени проявляется полоса поглощения в коротковолновой области спектра (λ = 300-600 нм).

При анализе спектров зеркального отражения было установлено, что отражательная способность систем Bi-MoO_3 также зависит от толщины пленок висмута и оксида молибдена (VI).

На рисунке 1 в качестве примера представлены спектры отражения гетеросистем Bi-MoO_3 с различной толщиной подслоев до термической обработки.

Из рисунка 1 видно, что по мере увеличения толщины пленок висмута наблюдается увеличение отражательной способности системы Bi-MoO_3 в диапазоне $\lambda = 600\text{-}1100$ нм. При увеличении толщины пленок MoO_3 (в диапазоне d=5-33 нм) и уменьшении толщины пленок Bi (в диапазоне d=126-3 нм) отражательная способность системы Bi-MoO_3 в диапазоне $\lambda = 270\text{-}450$ нм возрастает. При последовательном уменьшении толщины пленок MoO_3 (в диапазоне d=33-8 нм) и увеличении толщины пленок Bi (в диапазоне d=45-92 нм) обнаружен «эффект просветления» - отражательная способность стеклянной подложки уменьшается практически до нулевого значения при определенных длинах волн в диапазоне $\lambda = 610\text{-}410$ нм.

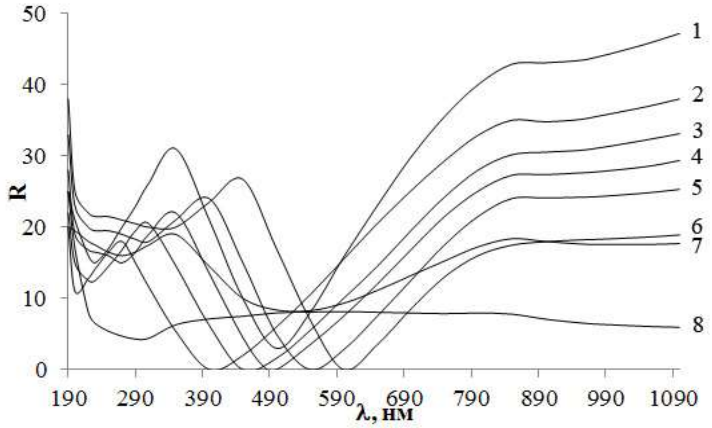


Рис. 1. Спектры отражения чистого стекла (подложки) (8) и систем Bi –MoO_3 толщиной: 1) d(Bi) = 126 нм, d(MoO_3) = 24 нм; 2) d(Bi) = 92 нм, d(MoO_3) = 8 нм; 3) d(Bi) = 78 нм, d(MoO_3) = 14 нм; 4) d(Bi) = 63 нм, d(MoO_3) = 18 нм; 5) d(Bi) = 59 нм, d(MoO_3) = 28 нм; 6) d(Bi) = 45 нм, d(MoO_3) = 33 нм; 7) d(Bi) =25 нм, d(MoO_3) = 11 нм.

Для выяснения возможного взаимодействия между пленками висмута и оксида молибдена (VI) в процессе приготовления систем Bi-MoO_3 были сопоставлены экспериментальные спектры поглощения систем с рассчитанными спектрами поглощения, полученными суммированием индивидуальных пленок MoO_3 и Bi аналогичной толщины.

На рисунке 2 приведены экспериментальные спектры поглощения пленок MoO_3, Bi, системы Bi-MoO_3 и рассчитанный спектр поглощения системы Bi-MoO_3.

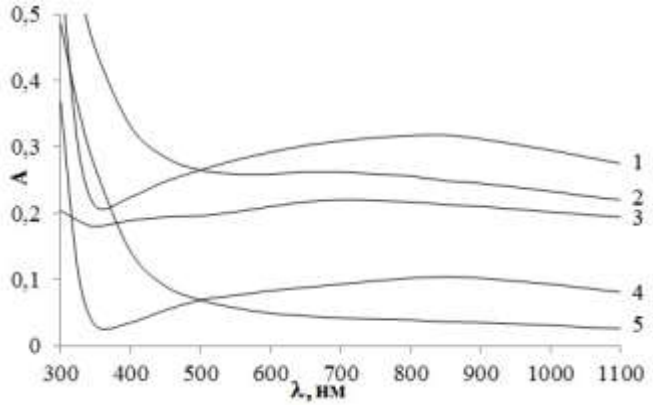


Рис. 2. Экспериментальные (1,3,5) и рассчитанные (2, 4) спектры поглощения: Bi–MoO_3 (1, 2), Bi (3), MoO_3 (4, 5) (d(Bi) = 17 нм, d(MoO_3) = 20 нм).

Рассчитанные и экспериментальные спектры поглощения всех исследованных систем Bi-MoO_3 не совпадают. На экспериментальных кривых в длинноволновой области спектра в диапазоне $\lambda = 450\text{-}1100$ нм проявляется широкая полоса поглощения с максимумом при $\lambda \approx 870$ нм, наличие которого связано с формированием при приготовлении систем дополнительного количества центров $[e(V_a)^{++}e]$, где $(V_a)^{++}$ – анионная вакансия. В коротковолновой области спектра в диапазоне $\lambda = 300\text{-}450$ нм наблюдается уменьшение оптической плотности и смещение края полосы поглощения системы Bi-MoO_3 в коротковолновую область спектра.

В результате измерений $U_ф$ для системы Bi-MoO_3 в диапазоне $\lambda = 300\text{-}1100$ нм было установлено формирование $U_ф$ положительного потенциала со стороны слоя MoO_3. Из анализа результатов измерений $U_ф$ и КРП было установлено, что при создании контакта MoO_3 с Bi в

результате электронных переходов со стороны MoO_3 образуется обогащенный электронами антизапорный слой.

Создание таких наноразмерных систем на основе Bi-MoO_3 с различной толщиной подслоев, а также термическая обработка позволят варьировать участки спектра отражения пленки с минимальной и максимальной отражательной способностью. Такие пленки могут найти свой применение в качестве «невидимого» покрытия, для использования в целях защиты от наведения лазерного целеуказателя, прицела.

****

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОТЖИГОВ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ $(FE_{45}CO_{45}ZR_{10})_X(AL_2O_3)_{100-X}$

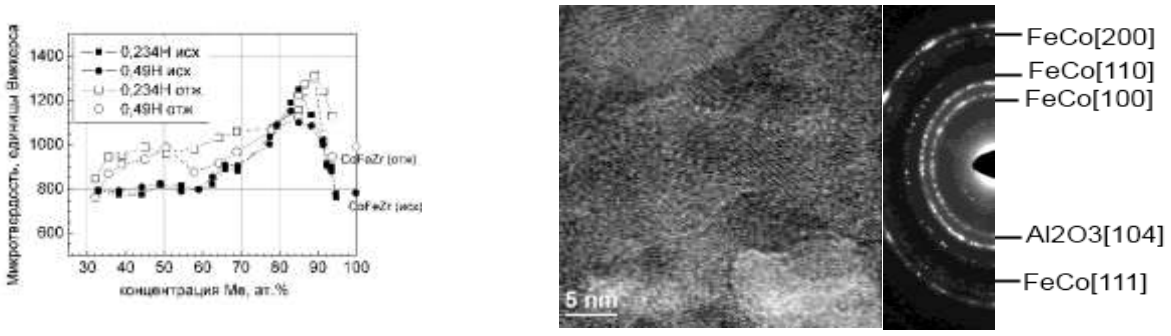
Трегубов И.М., Каширин М.А.

Россия, Воронежский государственный технический университет, ilia.tregybov@mail.ru

Проведено исследование микротвердости тонкопленочных нанокомпозиционных покрытий $(Fe_{45}Co_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ в широком интервале концентраций металлической фазы ($30 \le x$ ат. $\% \le 95$) в исходном состоянии и после термических отжигов.

Образцы нанокомпозитных покрытий были получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Совместное осаждение компонент материала производилось на стальные (12Х18Н10Т) и ситалловые (Ст-60) подложки, на поверхности которых, в результате процессов самоорганизации, происходило формирование двухфазной структуры. Химический состав образцов контролировался рентгеновским электронно-зондовым микроанализом. Толщина полученных покрытий составляла ~ 6 ÷ 8 мкм. Исследование структуры композитов производилось на более тонких образцах (600 – 800 А), напыленных на монокристаллы NaCl, с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G2 20F S TWIN. Измерение микротвердости нанокомпозитов нанесенных на ситалловые и стальные подложки осуществлялось на приборе ПМТ-3М при нагрузке 0,245 Н и 0,49 Н с использованием индентора Кнупа.

В соответствии с ПЭМ все композиты являются наногранулированными с небольшими отличиями друг от друга. С точки зрения морфологии данные композиты имеют вид характерный для грауннулированных композитов, но на электронограммах присутствуют гало, характерные для аморфных структур. Выбор температур отжига осуществлялся на основе анализа температурных зависимостей электрического сопротивления композитов с большим содержанием металлической фазы.



а *б*

Рис. 1. Концентрационная зависимость микротвердости

нанокомпозитов $(Fe_{45}Co_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ при нагрузке на индентор 0,245 Н и 0,49 Н в исходном состоянии и после отжига при 550 °С (а); Микрофотографии и электронная дифракция композита $(Fe_{45}Co_{45}Zr_{10})_{38}(Al_2O_3)_{62}$ после отжига при температуре 550 ^{0}С (б)

При исследовании микротвердости композитов $(Fe_{45}Co_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$, нанесенных на поверхность ситаловых подложек, было установлено, что отжиги приводят к незначительному возрастанию микротвердости (рис. 1а). Можно предположить, что в композитах

$(Fe_{45}Co_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ увеличение микротвердости после отжигов происходит вследствие кристаллизации аморфной фазы. После нагрева до 550 ^{0}C происходит некоторое укрупнение гранул и в композитах $(Fe_{45}Co_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ (рис. 1б). На электронограммах появляются чёткие дифракционные кольца, соответствующие фазе твердого раствора CoFe и фазе кристаллического корунда Al_2O_3, т.е. происходит кристаллизация аморфных фаз. Как показывает эксперимент при нагреве сплава $Fe_{45}Co_{45}Zr_{10}$ в нем начинаются процессы кристаллизации, и уже при 300 ºС в аморфном материале начинается зарождение кристаллов, которые имеют нанометровые размеры и выступают в роли армирующих (упрочняющих) элементов, что приводит к росту макроскопической твердости сплава.

****

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ С ПОМОЩЬЮ НАНОПОРОШКОВ

Крушенко Г.Г. [1], Фильков М.Н. [2], Решетникова С.Н. [3]

[1] Россия, Красноярск, Институт вычислительного моделирования СО РАН, genry@icm.krasn.ru
[2] Россия, Москва, Федеральный научный агроинженерный центр ВИМ, m.filkov@mail.ru [3]
Россия, Красноярск, Сибирский государственный университет науки и технологий имени академика М.Ф. Решетнева, ambre2014650@yandex.ru

IMPROVEMENT OF WEAR RESISTANCE OF SURFACES USING NANOPOWDERS

Krushenko G.G., Filkov M.N., Reshetnikova S.N.

This paper describes the use of nanopowders for improved wear resistance of metal surfaces in the form of the technology of alloying of the surface layer and method of electric-spark alloying of the surface

Поверхностное легирование. Сущность разработанного способа [1] заключается в том, что в то место литейной формы, где формируется изнашиваемая поверхность, устанавливается заранее изготовленная из наплавочных порошков вставка, которая при заливке в форму металла расплавляется, образуя на поверхности отливки легированный высокопрочный слой, обладающий повышенной по сравнению с основным металлом износостойкостью. При получении отливок из стали 35Л вставки готовили путем прессования легирующей композиции, состоящей из наплавочного порошкового сплава ПГ-СР4 (60…70%), синтетической смолы СФП-011Л (2,0…5,0%), наопорошка (НП) карбонитрида титана TiCN (до 0,06%) и ацетона (остальное). В процессе заливки металла в форму на поверхности отливки образовался слой порядка 5 мм. В результате введения в легирующую композицию НП TiCN твердость легированного слоя повысилась по сравнению с композицией без НП с 32,5 до 44,5 ед. HRC (на 36,9%), при этом микротвердость γ-твердого раствора слоя повысилась с 2750 до 3900 МПа (на 41,8%). В результате этого относительная износостойкость (стойкость при газоабразивном износе, угле атаки 90^o, абразив – кварцевый песок; (износостойкость стали 35Л принята за 1) возрастает на 45,8% по сравнению с легированным слоем, сформировавшимся из композиции, не содержащей НП. Полученные результаты были использованы при литье стальных кернов – рабочих органов колодцевого крана (длина 235 мм, диаметр рабочей части 140 мм, масса 10 кг; по 2 шт. на кран), которые служат для выемки стальных слитков массой 9 т из сталеразливочных изложниц, транспортировки их к колодцевым нагревательным печам, последующей выемки и транспортировки нагретых слитков к прокатному стану. Помимо силового (масса слитков до 9 т) и температурного (слиток нагревается до 1273 К) воздействия в процессе эксплуатации керн испытывает широкий спектр изнашивающих воздействий. При выемке из изложниц и транспортировке к нагревательным печам холодных слитков, литейная корочка которых имеет высокую твердость, рабочая кромка керна подвергается смятию. В результате контакта с поверхностью нагретого слитка керн испытывает высокотемпературное воздействие. При интенсивном режиме работы керны перегревается, и их периодически охлаждают путем погружения клещевины, в которой закреплены керны, в емкости с холодной водой, в результате чего керн подвергается резким теплосменам, что ведет к растрескиванию его рабочей поверхности и, как результат, к выходу из строя. Обычно на металлургическом комбинате использовали керны, полученные либо литьем по выплавляемым моделям из сложнолегированного сплава 30Х25Н10ТСЛ,

либо отштампованные из углеродистой стали с последующей наплавкой рабочей поверхности электродом из стали Э-70Х3СМТ. Однако такие керны удовлетворительно работали с холодными слитками, но при контакте с нагретыми у них охрупчивались рабочие кромки. Кроме того, в связи с тем, что основой обоих сплавов является железо, на рабочих поверхностях кернов появлялась железная окалина, в связи с чем износ носит коррозионный характер. А по причине идентичности химического состава окалины керна и слитка, происходит их схватывание, что ведет к залипанию рабочей поверхности керна железной окалиной, в результате чего снижается надежность захвата холодного слитка. Поэтому материал рабочей поверхности керна, помимо высоких прочностных характеристик, должен обладать и высокой жаропрочностью и высокими антикоррозионными свойствами. Этим требованиям в наибольшей степени отвечают сплавы на основе никеля, однако они достаточно дорогие и дефицитные. Тем не менее, использование таких сплавов становится возможным в случае применения технологии поверхностного легирования. Для получения кернов, рабочая поверхность которых должна противостоять перечисленным выше воздействиям, в качестве основы легирующего наполнителя упрочняющего состава был выбран порошковый наплавочный никелевый сплав ПГ-СР4. При этом легирующий состав содержал: 96,54% порошка ПГ-СР4; 0,40% наплавочного порошка ПН70Ю30; 0,06% НП TiCN и 3,0% жидкого стекла. Из этой композиции с помощью пресс-формы и отверждения углекислым газом готовили вставки, которые устанавливали в разовую литейную форму, и производили ее заливку сталью 35Л. Отлитые керны подвергали нормализации с целью снятия литейных напряжений. Изучение макрошлифа головки керна, то есть его рабочей части, показало, что толщина поверхностного легированного слоя в среднем составляет 10 мм, а его твердость достигает 43 ед. HRC. Отлитыми кернами были оснащены выпускаемые заводом «Сибтяжмаш» колодцевые краны, которые эксплуатировались на Днепровском металлургическом комбинате. Срок службы кернов с легированным слоем составлял каждого не менее 25 ч, тогда как серийных кованых с наплавкой электродом типа Э-70Х3СМТ только 16 ч – в 1,56 раза меньше.

С применением разработанного на Алма-Атинском заводе тяжелого машиностроения были отлиты била (длина 305 мм, ширина 124 мм, толщина двух ступенек рабочей части соответственно 41 мм и 31мм) углеразмольных мельниц. Если раньше рабочую площадь (160х124 мм) отлитых из стали 35Л бил вручную наплавляли сормайтом (слой 10…12 мм), то в результате промазки легирующей пастой полости литейной формы, оформляющей рабочую часть била и последующей заливки, на отливке оформлялся легированный слой толщиной 10…12 мм с твердостью 48…50 ед HRC. Кроме того, ввиду того, что литейную форму красили краской, содержащей НП Al_2O_3, на билах отсутствовал пригар. Установленные на углеразмольной мельнице Алма-Атинской ТЭЦ опытные била показали стойкость в 1,5 больше, чем наплавленные сормайтом.

Электроискровое легирование. С целью упрочнения поверхности изделий из алюминиевых сплавов с применением НП нитрида кремния Si_3N_4 и нитрида титана TiN разработана технология **[**2**]** электроискрового легирования (ЭИЛ). Технологию упрочнения отрабатывали на плоских заготовках, вырезанных из полос алюминиевого деформируемого сплава Д1, упрочняемую поверхность которых предварительно промывали в 15%-ном растворе каустической соды при, после чего их сушили в потоке горячего воздуха. Затем в поверхность металла втирали НП. После этого с помощью установки «Эмитрон-14» при использовании графитового электрода ∅ 6 мм производили электроискровую обработку поверхности при частоте вибрации f = 400 Гц и рабочем токе I_p = 1 А. Из упрочненных заготовок вырезали цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. На приборе ПМТ-3 измеряли микротвердость упрочненной поверхности (по Виккерсу HV). Испытания на износ проводили на машине МТ-2 при возвратно-поступательном перемещении образцов по контртелу из стали Ст3 в течение 3 ч при удельной нагрузке 10 Н/мм^2. В качестве смазки использовали трансформаторное масло. Износ определяли по потере массы образцов путем их взвешивания на аналитических весах ВЛА-200 до и после испытания. Полученные данные показали что ЭИЛ поверхности образцов из сплава Д1 графитовым электродом повышает ее микротвердость в 1,8 раза по сравнению с необработанным сплавом (с 200 до 360 ед. HV), а обработка НП Si_3N_4 с последующей ЭИЛ графитовым электродом – в 1,87 раза (до 374 ед. HV) и обработка НП TiN и ЭИЛ графитовым электродом – в 2,26 раза (до 453 ед. HV). При этом износ упрочненной поверхности уменьшился соответственно в 1,84; 2,3 и в 4 раза. Результаты этого эксперимента были использованы для повышения стойкости кокилей, отливаемых из алюминиевого сплава АК7 и применяемых для

литья лодочных трехлопастных винтов из этого же сплава с массой 0,83 кг и диаметром по периферии лопастей 240 мм. Кокиль состоит из двух частей с горизонтальным разъемом. При удалении из него отлитых винтов, имеющих достаточно сложную криволинейную поверхность, происходит силовое и истирающее воздействие на места, оформляющие переходы лопастей к ступице, что приводит в конечном счете к их деформации. Результатом этого является изменение размеров как полости формы, так и тех мест отливок, которые они оформляют. При эксплуатации кокиля с неупрочненной рабочей поверхностью, предварительно окрашенной огнеупорной краской, геометрия полости формы четко воспроизводились на 190…250 отливках, а в результате предварительной обработки этой поверхности НП TiN с последующей ЭИЛ графитовым электродом и окраской той же огнеупорной краской воспроизводимость размеров полости формы сохранялась до съема 320…350 отливок (больше в 1,3…1,6 раза).

Литература

1.Крушенко Г.Г., Талдыкин Ю.А., Усков И.В. Стальные отливки с поверхностно-легированным слоем // Литейное производство. – 2000. – № 3. – С. 21–22.

2.Москвичев В.В., Крушенко Г.Г., Буров А.Е. и др. Нанопопрошковые технологии в машиностроении. Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2013.– 186 с.

****

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ МИКРОТВЕРДОСТИ

Филяк М.М., Каныгина О.Н.

Россия, Оренбургский госуниверситет

filyak@mail.ru

EFFECT OF MORPHOLOGY OF NANOPOROUS ALUMINA ON THE VALUE OF THE MICROHARDNESS

Filyak M.M., Kanygina O.N.

Russia, Orenburg State University

The article presents experimental results of research of microhardness of anodic alumina produced in alkaline electrolytes. The microhardness anodic alumina has been determined by model of A.M. Korsunsky. A comparison of experimental results with the calculated value of microhardness has been conducted.

Одной из важнейших областей применения пористых анодных оксидов алюминия является микроэлектроника. Постоянно развивается электрохимическая алюмооксидная технология изготовления гибридных интегральных микросхем, многокристальных микроэлектронных модулей, электромеханических микросистем. При изготовлении таких устройств большое значение имеют механические свойства, в частности, микротвердость анодного оксида.

Микротвердость анодных пленок сильно колеблется в зависимости от состава и концентрации электролита, напряжения анодирования, толщины пленки, состава алюминиевой подложки и т.д. Традиционно пористые анодные пленки на алюминии получают в растворах неорганических и органических кислот, таких как фосфорная H_2PO_4, серная H_2SO_4, щавелевая $H_2C_2O_4$ и т.д. По литературным данным, микротвердость оксидного покрытия в таких электролитах достигает 1000-6000 МПа. Сравнительно мало работ, посвященных исследованию механических свойств пленок в щелочных электролитах.

Целью данной работы является исследование зависимости микротвердости анодного оксида алюминия, полученного в растворе гидроксида натрия, от толщины и морфологии пленки.

В работе исследовали оксидные пленки, полученные на образцах из листового алюминия (Al – 99,6%) размером 30× 10 × 2 мм. Анодирование проводили в электролитах на основе гидроксида натрия NaOH с концентрациями 0,05 и 0,1 М в потенциостатическом режиме при напряжении 30 В. Толщина пленок, измеренная гравиметрическим методом, при разных концентрациях составила 10 мкм и 15 мкм.

Ввиду малой толщины пленок, прямое измерение их микротвердости с использованием стандартных методик (ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников») не совсем корректно. При вдавливании индентора вместе с пленкой деформируется

подложка, что особенно важно для системы «твердое покрытие – мягкая основа», какой и является анодная пленка на алюминиевой подложке. Даже современное высокоточное оборудование не всегда позволяет проводить испытания в полном соответствии со стандартами. В литературе предложены разнообразные способы и математические модели, позволяющие разделить вклад пленки и подложки в результирующие значения микротвердости.

Ранее для определения микротвердости авторы использовали модель Корсунского, описывающую зависимость твердости композиции пленка-подложка от глубины индентирования. Для случая твердых пленок на мягких подложках:

$$H_c = H_s + \frac{H_f - H_s}{1 + \frac{h^2}{\beta \cdot t}} \quad (1)$$

где H_C, H_f, H_S – значение микротвердости системы пленка-подложка, пленки и подложки соответственно, h – глубина проникновения индентора, β – модельный коэффициент, зависящий от характера деформации пленки, t – толщина пленки.

Было показано, что использование данного метода позволяет практически исключить влияние подложки и повысить точность измерения микротвердости пленки.

В данной работе для расчета истинной твердости анодных пленок использовано соотношение (1). Были проведены измерения микротвердости системы пленка- подложка H_C на микротвердомере ПТМ-3 по Виккерсу при различных глубинах погружения индентора в образец h, соответствующих нагрузкам 1, 3, 5, 10, 20, 50 гс. Микротвердость рассчитывали по средней величине диагоналей отпечатка. Значение микротвердости определяли по результатам усреднения 10-15 замеров для каждой из двух толщин оксидной пленки. Используя зависимость микротвердости от глубины при шести нагрузках более точно определили величину модельного коэффициента β, составившего 0,15.

При расчетах учитывали, что соотношение (1) выведено для идеального индентора, поэтому для повышения точности расчетов, глубину h заменяли эффективной величиной.

$$h_{eff} = \sqrt{\frac{A}{24{,}5}}, \quad (2)$$

Где А – площадь отпечатка, рассчитанная по величине диагонали отпечатка.

Результаты расчета истинной микротвердости пленок анодного оксида алюминия представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Величина микротвердости пленок анодного оксида алюминия

Режим	Толщина пленок, мкм	Морфология пленок	Микротвердость, МПа
30 В, 0,1 М	15,2±0,5	пористая	2800 ± 100
30 В, 0,05 М	10,8±0,4	барьерная	3100 ± 100

Микротвердость с ростом толщины пленки от 10 до 15 мкм уменьшается от 3,1 ГПа до 2,8 ГПа (см. рис. 1). Меньшая микротвердость пористой пленки по сравнению с барьерной может быть связана с тем, что результаты измерений уменьшаются из-за возможности обрушения стенок пор при попадании индентора.

Проведен анализ экспериментальных данных с применением моделирования. Используя величину модельного коэффициента, построили теоретическую зависимость H_C от h/ t (рисунок 1). На рисунке представлены расчетные зависимости и результаты экспериментальных измерений.

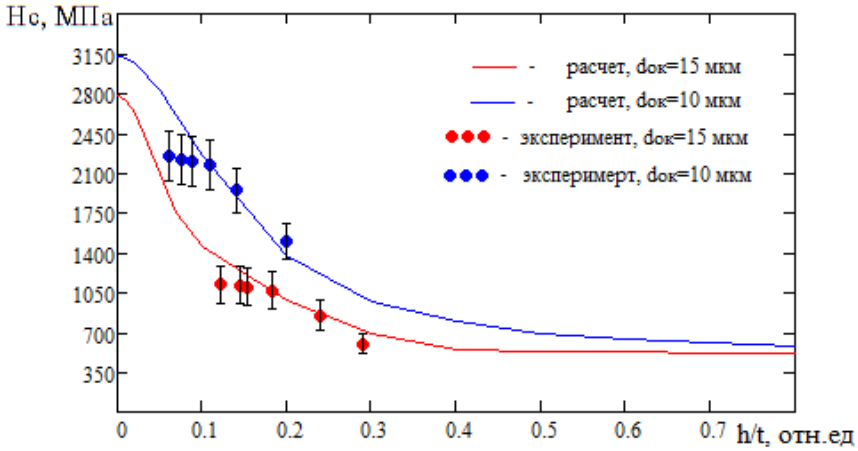


Рисунок 1 – Зависимость микротвердости системы «оксид алюминия – алюминий» от относительной глубины проникновения индентора

Экспериментальные результаты, полученные при нагрузках 10, 20, и 50 гс, хорошо согласуются с теоретическими расчетами. Значительное отличие расчетных и экспериментальных результатов при маленьких нагрузках объясняются большой погрешностью последних из-за малых размеров отпечатка индентора.

Подбор расчетной модели для системы пленка-подложка позволяет получать корректную величину микротвердости даже при высоком статистическом разбросе данных. Использование расчетных моделей для стандартных экспериментальных методов позволило значительно увеличить точность определения микротвердости.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Оренбургской области (грант №17-42-560069 «Новые оптико-математические методы анализа структурных вариаций дисперсных и наноструктурированных систем»).

****

ХРОМУГЛЕРОДНЫЕ НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ ХРОМА И ХРОМ-НАНОАЛМАЗНЫХ МИШЕНЕЙ: ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА

Хрущов М. М.[1], Марченко Е.А[1]., Атаманов М.В.[2], Петржик М.И.[3], Левин И.С.[1,4]

[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, [2]ООО «ИНАКОТЕК ЦЕНТР», [3]НИТУ «МИСиС», [4]МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва,. E-mail: michel_x@mail.ru

Алмазоподобные углеродные (DLC) покрытия (АПП), получаемые вакуумными ионно-плазменными (ВИП) методами, являются перспективными материалами, способными обеспечить работу тяжело нагруженных трибосопряжений [1]. Для улучшения их свойств достаточно широко используют легирование различными элементами. Авторы в своих работах ранее изучали покрытия Cr-DLC, легированные хромом, и обнаружили, что такое легирование может существенно повысить трибологические характеристики. Развитие конверсионных технологий позволило получить новый тип наноструктурированных углеродных материалов – наноалмазы детонационного синтеза (НАДС) [2]. НАДС – искусственные «взрывные» наноалмазы – получают при утилизации твердых ВВ. Они представляют собой протяженные неправильной формы пространственные структуры из 9…10 кластеров, каждый из которых включает в себя 4…5 кристаллитов с кристаллической решеткой алмаза. Структура НАДС, состоит из остова с искаженной алмазной структурой (4…6 нм), окруженного неупорядоченной (аморфной) графитовой оболочкой (0,4…1 нм), состоящей из sp^3/sp^2 связанных атомов углерода. Кроме того, имеется поверхностный слой, содержащий, помимо углерода, другие гетероатомы (N, H, O), способные образовывать широкий спектр разнообразных функциональных групп.

В промышленности НАДС используются, как непосредственно, так и в качестве добавок, повышающих эксплуатационные свойства самых различных материалов (износостойких, смазочных, абразивных и т.д.). Распространение получили композитные металл-наноалмазные (Me–ND)

покрытия, получаемые электролитическим соосаждением нано- и ультрадисперсных алмазов с металлами. Эти покрытия имеют повышенную износостойкость и микротвердость, пониженный коэффициент трения, высокую коррозионную стойкость и адгезию, низкую пористость. Рост содержания наноалмазов в таких покрытиях ведет к возрастанию износостойкости. Срок службы изделий с покрытиями увеличивается в 2-10 раз [2]. Как уже отмечалось, наиболее распространены Me–ND покрытия, получаемые электролитическим осаждением. Однако в ряде случаев такие покрытия, в частности, хром-наноалмазные пытались получать ВИП напылением.

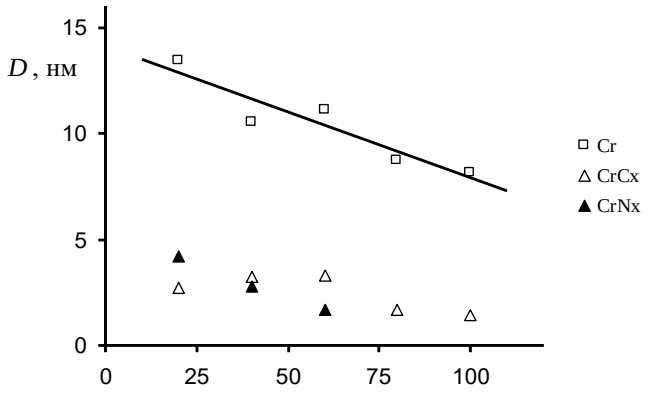


Рис. 1. Размер О ым распылением в смесях

По данным сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) ВИП покрытия Cr–ND имеют нанокомпозитную структуру с размером субзерна ~ 30-70 нм, в которой частицы наноалмазов образуют сетку по границам металлических субзерен [3]. Такая структура существенно отличается от наблюдаемой у нанокомпозитных АПП a-C:Cr и a-C:H:Cr, в которой включения хрома и его фаз внедрения размером ~ 2…15 нм (рис. 1) хаотически распределены в аморфной матрице на основе аморфного углерода a-C или твердых углеводородов.

В этой связи в работе ставилась задача изучения влияния особенностей структурно-фазового состояния покрытий обоих типов (Cr-DLC и Cr–ND), полученных магнетронным методом, на их функциональные свойства.

С этой целью проведено комплексное исследование структуры, химического и фазового состава, микромеханических, адгезионных и трибологических свойств.

В ходе этого исследования были изучены Cr–ND покрытия, которые наносили при разных технологических режимах, используя составные (мозаичные) и полученные методами порошковой металлургии мишени (подробнее – см. в [5]). Было показано, что Cr–ND покрытия, нанесенные с использованием мишеней, полученных спеканием хромового и наноалмазного порошков, обладают наиболее высокими трибологическими свойствами. Эти покрытия имели твердость ~ 30 ГПа, коэффициент трения – на уровне 0,3 и достаточно высокую работоспособность в условиях высоких (до ~ 0,45 ГПа), контактных нагрузок. При испытаниях на адгезию методом инструментального царапания локальное разрушение полученного спеканием Cr–ND покрытия начиналось при критической нагрузке, большей 35 ГПа. Следует отметить, что в одном случае при нагрузке царапания, близкой 10 ГПа наблюдали продавливание покрытия на ограниченном участке, не сопровождавшееся дальнейшим его локальным разрушением, что, по-видимому, можно связать с наличием местных дефектов поверхности подложки. Эти результаты, а также результаты изучения покрытий Cr-DLC, в том числе, дополнительно легированных азотом, представлены в таблице.

Условия нанесения, химический и фазовый состав, размеры ОКР, нанотвердость, критическая нагрузка и минимальное значение коэффициента трения *f* и числа циклов до разрушения *N* для покрытий, испытанных при максимальной нагрузке $P_{макс}$= 0,2 Н.

№ п.п.	Материал мишени	Условия напыления	[C], ат.%	Фазовый состав	D_{Cr}, нм	*H*, ГПа	$F_{кр}$, ГПа	$f_{мин}$	$N_{мин}$
Спеченная мишень									
–	Cr + ND	Ar	40,6	Cr+Cr_7C_3	13	30	36	0,29	4100
Cr-DLC									
1	Cr	Ar+C_2H_2	80,4	Cr+$Cr_{23}C_6$+*a*-C:H	8,1	10	33,3	0,15	3500
2	Cr	Ar+C_2H_2+N_2 (80:20)	64,3	Cr+$Cr_{23}C_6$+*a*-C:H	8,7	12,9	41,1	0,08	2400
3	Cr	Ar+C_2H_2+N_2 (20:80)	27,4	Cr+Cr_7C_3+CrN+… +*a*-C:H	13,4	17,7	15,9	0,12	1000

Из этих данных следует, что алмазоподобные и хром-наноалмазные покрытия демонстрируют примерно одинаковую работоспособность, будучи испытанными на трение в сходных условиях. При этом структурное состояние тех и других существенно отличается. В структуре покрытий Cr-DLC, полученных в атмосфере, богатой ацетиленом присутствуют наноразмерные включения хрома размером ~ 10 нм и включения $Cr_{23}C_6$, размером < 2 нм. По данным рамановской спектроскопии углеродная фаза покрытий имеет неупорядоченную алмазоподобную структуру. Дополнительное легирование азотом приводит к образованию наноразмерных фаз Cr_7C_3 и CrN. Твердость покрытий при этом растет, хотя и остается существенно более низкой, чем в случае Cr–ND. Критическая нагрузка $F_{кр}$, вызывающая локальное разрушение поверхности царапаемых покрытий при понижении содержания ацетилена в реактивной смеси снижается, причем в покрытиях, содержащих значительное количество азота, почти вдвое. Одновременно с $F_{кр}$ снижается работоспособность, характеризуемая числом циклов до разрушения N. В то же время коэффициент трения АПП, легированных хромом – низкий, на уровне 0,1…0,15. В покрытиях Cr–ND он существенно выше.

Показано, что структура покрытий обоих типов носит композиционный характер и представлена фазами, образовавшимися при магнетронном напылении в результате взаимодействия между собой компонентов мишени и/или реактивных газов, входящих в состав рабочей атмосферы. Приближенные оценки, основанные на знании химического состава и результатах количественного фазового анализа Cr–ND покрытий, показывает, что порядка 10…15 ат. % углерода должно находиться в несвязанном состоянии. Выяснение его природы представляет значительный интерес.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-05264).

Литература

1.Tribology of Diamond-like Carbon Films: Fundamentals and Applications / Ed. by C. Donnet, A. Erdemir. N.Y.: Springer. 2008.

2.*Долматов В.Ю.* Детонационные наноалмазы: Получение, свойства, применение. СПб: Профессионал. 2011.

3.*Андреев М.А., Чекан В.А., Маркова Л.В. Кузнецова Т.А.* // 4-й Белорус. сем. по СЗМ: Сб. докл. Гомель: ИММС НАНБ. 2000. С.60-63.

4.*Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А., Петржик М.И., Левин И.С.* // Изв. РАН. Сер. физич., 2014. Т.78. № 10. С.1257-1265.

5.*Атаманов М.В., Хрущов М.М., Марченко Е.А., Шевченко Н.В. и др*. // Вакуумная техника и технологии – 2017: Труды 24-й Всерос. научн.-технич. конф. С.-Петербург,. 6–8 июня 2017 г. СПб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2017. С.108-111.

****

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК FEZRN, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Шефтель Е.Н.[1], Кирюханцев-Корнеев Ф.В.[2], Теджетов В.А.[1], Харин Е.В.[1], Левашов Е.А.[2], Усманова Г.Ш.[1]

[1]Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, [2]Россия, НИТУ МИСиС, velmurad@yandex.ru

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF FEZRN FILMS PRODUCED BY MAGNETRON SPUTTERING

E.N. Sheftel, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, V.A. Tedzhetov, E.V. Harin, E.A. Levashov, G.Sh. Usmanova

The structure and phase composition of the soft magnetic nanocrystalline Fe-Zr-N films were investigated by SEM, XRD, and GDOES methods. Mechanical and tribological properties were estimated by nanoindentation and pin-on-disk test. Results showed that depending on the chemical composition the single-phase (bcc α-Fe(Zr,N) solid solution) or two-phase (α-Fe(Zr,N) + Fe_4N) films with a nanocrystalline or amorphous structure are formed. Fe-Zr-N coatings exhibited extremely high hardness in range of 14-23 GPa.

Нанокристаллические плёнки сплавов систем Fe-$M_{IV}X$, получаемые методом магнетронного напыления представляют особый интерес для применения в современной микроэлектронике [1]. Такие материалы за счёт наноструктурирования и дисперсного упрочнения ферромагнитной α-Fe-фазы немагнитными высокотвёрдыми фазами внедрения $M_{IV}X$ (нитриды, карбиды, бориды металлов IVA Периодической системы), способны обеспечить комплекс магнитных, механических и технологических свойств, превышающий свойства современных магнитомягких сплавов. Указанные свойства появляются в пленках благодаря особому фазово-структурному состоянию, сформированному в ходе получения пленок, и в процессе их отжига. В данной работе исследованы механические свойства магнитомягких плёнок сплавов системы Fe-Zr-N, в исходном и отожженном состоянии, во взаимосвязи с их фазово-структурным состоянием.

Пленки FeZrN получали методом реактивного магнетронного DC распыления нагретой составной мишени $FeZr_X$на стеклянные подложки, в атмосфере Ar, и Ar+5%N_2 и Ar+15%N_2 с последующим отжигом в вакууме (p=2,4÷4,2*10^{-4} Па) при температурах 300, 500 и 600°C [1]. Мишень представляла собой Fe диск, с равномерно расположенными в зоне эрозии кусочками Zr, масса которых составляла 0, 2.4, 5.3, 13.4 масс.% всей мишени. Элементный состав полученных пленок определялся методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и уточнялся методом оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда [1]. Анализ фазово-структурного состояния (объемной доли, периода решетки - *a*, размера зерна – *D*) фаз осуществлялся методом рентгеновской дифракции (РД) на дифрактометре Rigaku Ultima IV с излучением CuKα с применением полнопрофильного метода Ритвельда [1]. Испытания механических свойств пленок – твердости (H), модуля Юнга (E) и упругого восстановления (W) производились методом непрерывного индентирования на измерительной системе третьего поколения NanoTest (MicroMaterials ltd, Англия) и с помощью нанотвердомера Nano Hardness Tester (CSM Instruments, Швейцария) в соответствии со стандартом ISO-14577. При испытаниях использовался алмазный индентор Берковича. Анализ результатов индентирования осуществлялся по методу Оливера-Фарра (путем математической обработки нисходящей кривой на P-h-диаграмме).

По результатам химического анализа, исследованные в работе пленки можно охарактеризовать как доэвтектические (пленки I и II,IV,V содержащие 0 и 3÷4 ат.% Zr), близкие к эвтектике (III ~9 ат.% Zr) и заэвтектические (VI ~33 ат.%) составы на квазибинарном сечении Fe-ZrN равновесной диаграммы состояния Fe-Zr-N с соотношением ат.%Zr/Nат.% 0.5-0.6 (II,IV,V), 1.3 (III) и 36.5 (VI) для соответствующего содержания Zr. Из данных РД следует, что в зависимости от полученного при напылении химического состава, в пленках формируется нанокристаллическая или рентгеноаморфная структура, причем содержание N_2 в рабочей атмосфере камеры магнетрона определяет количество нанокристаллических фаз. Так, пленки I,II,III, полученные в отсутствие либо при 5% содержании N_2 являются однофазными, а пленки IV,V (15% N_2) – двухфазные. Однофазная нанокристаллическая структура пленок I,II,III представлена ОЦК фазой, которая является пересыщенным твёрдым раствором Zr и N в α-Fe. Об этом свидетельствуют рассчитанные значения периода решетки ОЦК фазы которые превышают таковое для чистого α-Fe (рисунок 1). Пленки IV,V

характеризуются двухфазной кристаллической структурой, состоящей из ОЦК твердого раствора α-Fe(Zr,N) и ГЦК Fe_4N в объемном соотношении ~1:1. Период решетки ОЦК фазы увеличивается с увеличением содержания Zr и N для однофазных пленок от 2,872 Å (I, пленки, не легированные Zr и N) до пленок 2,900 Å (пленки III); а для двухфазных от 2,884 Å (пленки IV) до 2,917 Å (пленки V, рисунок 1), что подтверждает существование твердого раствора Zr и N в α-Fe. В тоже время, размер зерна ОЦК фазы в исходных кристаллических пленках также имеет концентрационную зависимость. По мере увеличения содержания Zr и N в пленках размер зерна уменьшается от 45,6 нм (пленки I) до 2-3,5 нм (пленки V,III, рисунок 1), что является косвенным свидетельством твердорастворного (Zr и N) и дисперсного (фазой Fe_4N) упрочнения, препятствующего росту зерна при получении пленок.

Отжиг нанокристаллических пленок II-IV, почти не приводит к изменениям фазового состава, сформировавшегося в исходном состоянии. Исключением являются пленки V в которых при 600°C ГЦК структура фазы Fe_4N искажается до ГПУ фазы Fe_3N (D=3.4 нм) и кристаллизуется дополнительная фаза ZrO_2 (a=5,087Å, D=3.7 нм). С повышением температуры отжига имеет место обеднение ОЦК твердого раствора Zr и N – уменьшение периода кристаллической решётки ОЦК фазы до значений близких к a(табл.) для α-Fe и небольшое увеличение объёмной доли фазы Fe_4N. При этом зерно ОЦК фазы, по крайней мере, вплоть до 500°C не растёт - эффект твёрдорастворного и дисперсного упрочнения. Отжиг при 500°C плёнок VI (рентгеноаморфных в исходном состоянии) приводит к частичной кристаллизации с образованием фазы ZrO_2 (50 об.%, a=5,115Å, D=16.5 нм), однако, аморфное состояние, сформированное в этих плёнках, сохраняется вплоть до 600°C.

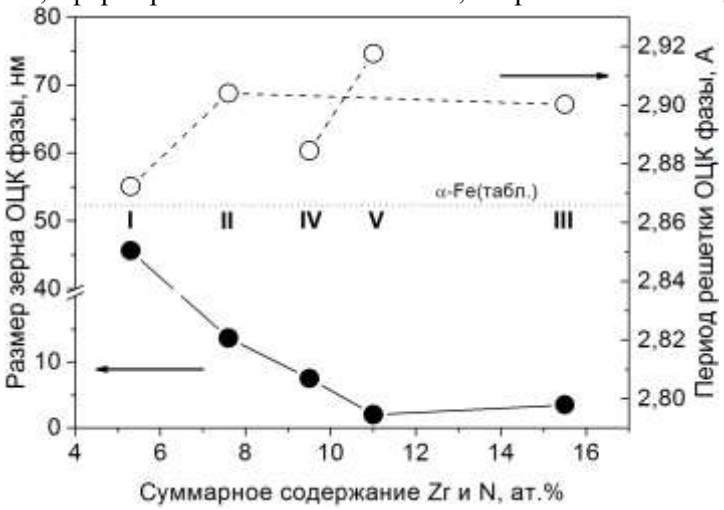


Рисунок 1 – Период решетки и размер зерна ОЦК фазы в зависимости от суммарного содержания Zr и N в пленках FeZrN в исходном состоянии.

По результатам механических испытаний все исследованные пленки демонстрируют высокую твердость (13,7÷23,1 ГПа), как в исходном, так и в отожженном состоянии. В исходном состоянии в кристаллических плёнках (I, II, III, V), величина H коррелирует (растет от 16,1 до 20,8 ГПа), с суммарным содержанием Zr и N в пленках, и соответственно с размером зерна ОЦК фазы (поскольку эти величины связаны, как было показано на рисунке 1), что является прямым свидетельством эффектов твердорастворного и дисперсного упрочнения, описанных выше. Исключением являются пленки IV, характеризующиеся самой низкой из всех исследованных пленок твердостью (13,7 ГПа) обладающие, по результатам структурных исследований, в исходном состоянии ярковыраженной колонной текстурой, направленной перпендикулярно поверхности, которая может приводить к низким значениям H. Пленки VI также демонстрируют в исходном состоянии относительно низкое значение H (14,8 ГПа), которое возрастает до 18,7 ГПа после отжига этих пленок при 500°C. Это связано с тем, что в исходном состоянии данные пленки характеризуются рентгеноаморфной структурой, в то время как в пленках, отожжённых при 500°C, формируется дополнительная нанокристаллическая высокотвёрдая фаза ZrO_2.

Сопоставление полученных значений механических свойств исследованных плёнок с их фазово-структурным состоянием показало, что достигаемая величина твёрдости определяется различным сочетанием конкурирующих между собой в плёнках различного химического состава при

различных температурах отжига следующих факторов: твёрдорастворное упрочнение основной ОЦК фазы на основе α-Fe цирконием и азотом; дисперсное упрочнение основной ферромагнитной ОЦК фазы на основе α-Fe наночастицами твёрдых термодинамически стабильных фаз, в частности Fe_4N, Fe_3N, ZrO_2; наличие макронапряжений, возникающих в плёнках при получении их методом магнетронного напыления.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (15-08-02831 А).

Литература

1. Е.Н. Шефтель, В.А. Теджетов, Е.В. Харин, Ф.В. Кирюханцев-Корнеев, А.О. Титова, Фазовое состояние, структура и магнитные свойства плёнок Fe–Zr–N, полученных магнетронным распылением нагретой мишени // Перспективные материалы, 2015, № 12, с.54-61

****

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ХРОМ-НАНОАЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ И ИХ ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ НАПЫЛЕНИЯ

Рэйляну М.Д.[1], Левин И.С[1,2]., Хрущов М.М.[2], Авдюхина В.М.[1]

[1]Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, [2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия. E-mail: makc.200606@gmail.com

В работе проведен анализ особенностей структурно-фазового состояния хром-наноалмазных покрытий, полученных по технологии магнетронного распыления, и его влияния на их функциональные свойства.

При получении покрытий использовали, как составные (на основе массивного металла с наноалмазными «вставками»), так и полученные методами порошковой металлургии мишени. Для сравнения были изучены также покрытия, полученные в сходных условием распылением мишеней чистого хрома. Данные о химическом и фазовом составах изученных покрытий приведены в табл. 1, а данные по нанотвердости и трибологическим свойствам – на рис. 1. В образцах 1–4 содержание углерода составило < 10 ат. %, причем образцах 1 и 2, нанесенных в отсутствии азота, присутствовал только хром. При напылении в присутствии азота (образцы 3 и 4), содержание последнего было на уровне ~12÷14 ат.%, и в них, помимо хрома, наблюдали также нитрид Cr_2N. Трибологические испытания (рис. 1, *в*) показали, что эти покрытия даже при малых нагрузках $P < 0{,}1$ Н разрушались практических сразу. В то же время у покрытий 5–6 трибологические свойства оказались выше, и при $P = 0{,}1$ Н они оставались вполне работоспособны, а значительные колебания величины коэффициента трения f, связанные с началом фрикционно-усталостного разрушения, наблюдались только при $P = 0{,}15$ Н, что, по-видимому, можно объяснить присутствием в напылительной атмосфере азота.

Покрытие 5 с 15 ат.% углерода и 10 ат.% азота вместо Cr_2N содержало $Cr_2N_{0,4}C_{0,6}$. При содержании азота, таком же, как в образцах 3 и 4, более высокие трибологические свойства покрытия 6, видимо, можно связать с дополнительной ионной бомбардировкой поверхности при потенциале смещения $U_{см}$=–60В, ведущей к формированию более плотной структуры и пониженной пористости.

Данные о работоспособности составных покрытий 1–6 при трении в условиях высоких контактных нагрузок можно сопоставить с результатами измерений микромеханических свойств.

Видно, что большинство покрытий, полученных с использованием составных мишеней (1–4), имеет нанотвердость, ≤ 17 ГПа. В частности, чисто хромовые покрытия 1 и 2 обладают нанотвердостью ~ 4 и ~ 7 ГПа, соответственно.

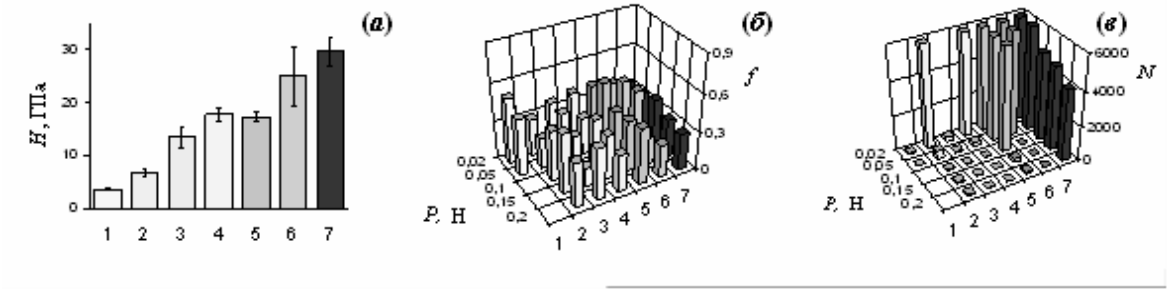


Рис. 1. Твердость покрытий (а) и зависимость трибологических свойств от нагрузки p: (б) – коэффициент трения f; (в) – число циклов до разрушения покрытий n.

Таблица 1. Покрытия на основе хрома и детонационных наноалмазов (ND), условия их напыления, химический и фазовый состав

№ обр.	Тип мишени	Условия напыления	Химический состав, ат.%			Фазовый состав
		Рабочая атмосфера	Cr	C	N	
1	Cr	Ar	90,7	9,3	–	Cr
2	Cr+ND (составная)	Ar	91,3	8,7	–	Cr
3	Cr	Ar + N_2 (5:1)	78,2	7,5	12,2	Cr + Cr_2N (64%, 36%)
4	Cr+ND (составная)	Ar + N_2 (5:1)	75,9	7,6	14,3	Cr + Cr_2N (37%, 63%)
5	Cr+ND (составная)	Ar + N_2 (7:1)	72,5	16,4	8,1	Cr + $Cr_2N_{0,4}C_{0,6}$ (46%, 54%)
6	Cr+ND (составная)	Ar + N_2 (7:1) $U_{см}$ = –60 В	78,6	8	11,6	Cr + Cr_2N (75%, 25%)
7	Cr+ND (спеченная)	Ar	58,5	40,6	–	Cr + Cr_7C_3 (61%, 39%)

Таким образом, низким микромеханическим характеристикам покрытий можно поставить в соответствие низкую работоспособность при трении. В то же время, работоспособность покрытия 6 оказалась выше, чем у других образцов, полученных с использованием составных мишеней. Его нанотвердость составила ~ 25 ГПа, что позволяет заключить, что имеется связь между высокими микромехническими свойствами хром-наноалмазных покрытий и их фрикционной работоспособностью. В частности, можно предположить, что покрытия с высокими показателями работоспособности должны иметь твердость, близкую 30 ГПа или выше.

Поскольку покрытия, полученные распылением составных хром-наноалмазных мишеней, содержат ≤ 17 ат. % углерода, и имеют низкие трибологические свойства, была поставлена задача создать покрытия с большим содержанием в них углерода, для чего использовали мишени, приготовленные методами порошковой металлургии.

Мишени, полученные спеканием хромового и наноалмазного порошков, имели относительно низкую пористость, однородный состав, характерный размер отдельных частиц (гранул) менее 5 мкм и были механически достаточно прочными, чтобы выдержать термический нагрев в процессе магнетронного распыления. В химическом составе мишени присутствовали хром, углерод и кислород (59, 23,5 и 15,5 ат. %, соответственно). При распылении ионами аргона хром полностью переносился в образующееся покрытие, а кислород за счет эффектов преимущественного распыления удалялся. Таким образом, в конечном покрытии (обр. 7 на рис. 1) содержалось~40 ат. % углерода. Поскольку это значение сопоставимо с наблюдаемым в легированных хромом алмазоподобных покрытиях, полученных в смеси аргона и ацетилена [1], можно было предположить, что оно обладает высокими функциональными характеристиками.

Данные трибологических испытаний показывают, что хотя покрытие 7 и обладает f ~ 0,3, оно оказалось работоспособным во всем диапазоне нагрузок (N > 4000 циклов при нагрузке P = 0,1…0,2 Н), что значительно превышает показатели обр. 1–6. По мнению авторов, это может служить подтверждением перспективности использования магнетронных мишеней, полученных спеканием, для нанесения хром-наноалмазных покрытий с высокими трибологическими свойствами,

обладающих композитной структурой. В связи с этим представляет интерес проведение дальнейших исследований структурно-фазового состояния магнетронных хром-наноалмазных покрытий и их трибологического поведения.

Таким образом, показано, что структура покрытий, наносимых магнетронным распылением составных и полученных методами порошковой металлургии мишеней, носит композиционный характер и представлена фазами, образованными в результате взаимодействия компонентов мишени друг с другом и с активными газами, входящими в состав рабочей атмосферы. Наиболее высокими триботехническими характеристиками и работоспособностью при этом обладают покрытия, осажденные магнетронным распылением мишеней, полученных спеканием хромового и наноалмазного порошков.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-05264). Благодарим М.В. Атаманова и Н.В. Шевченко за предоставление образцов для исследования и М.И. Петржика за измерения методом инструментального наноиндентирования.

Литература

1. Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А., Петржик М.И., Левин И.С. // Изв. РАН. Сер. физич., 2014. Т.78. № 10. С.1257-1265.

****

РАЗРУШЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ВЫСОКОТВЁРДЫХ КЕРАМИКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Блинков И.В., Волхонский А.О., Сергевнин В.С., Белов Д.С., Крупин Ю.А.

Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

biv@misis.ru

I.V. Blinkov, A.O. Volkhonskii, V.S. Sergevnin, D.S. Belov, Yu.A. Krupin

Ceramic-metal arc-PVD coatings of Ti-Al-N-Cu and Ti-Al-N-Ni with equiaxed nanoscaled structure (~ 15-20 nm) and tensile microstrains of ~ 0.17 GPa under cyclic loading are characterized by greater crack resistance than ceramic Ti-Al-N coatings with a columnar structure and compressive microstrains of~ 4.3 GPa.

Таблица1-Состав и свойства исследуемых покрытий Ti-Al-Cu-N и Ti-Al-Ni-N и образца сравнения -Ti-Al-N

№ серии образцов		Элементный состав, ат. %				H, ГПа	E, ГПа	H^3/E^2, ГПа	H/E	σ(1), ГПа	σ(2), ГПа
	Ti	Al	Cu	Ni	N						
I серия Ti–Al –Cu–N	51,2	2,1	3,1	-	43.6	43±3	649±31	0.19	0.07	+0,19	+0,32
II серия Ti-Al-Ni-N	48,2	1,9	-	8.0	41,9	51.5±5	680±25	0.3	0.075	+0,17	+0,25
III серия Образец сравнения Ti-Al-N	52,8	2,0	-	-	45.2	29,1±1	561±16	0.078	0.051	-4,3	-4,7

σ(1), ГПа – макронапряжения, измеренные рентгеноструктурным методом; σ(2), ГПа – макронапряжения, измеренные по изгибу подложки с покрытием.

Многие специалисты считают, что высокие значения твердости напыляемых PVD покрытий, а также их сопротивляемость процессам трещинообразования связаны в большой степени с интенсивными сжимающими макронапряжениями, возникающими в них [1]. В настоящей работе исследована сопротивляемость к трещинообразованию в условиях многоциклового нагружения малонапряженных композиционных наноструктурных высокотвёрдых покрытий Ti-Al-N-Cu и Ti-Al-N-Ni. Составы и физико-механические свойства испытуемых покрытий и покрытия -образца

сравнения приведены в таблице 1. Покрытия методом arc-PVD наносились на твёрдосплавную основу (ВК6) [2].

Нахождение меди и никеля в металлическом состоянии в составе покрытий приводит к релаксации как термических, возникающих из-за разницы коэффициентов линейных термических расширений, так и структурно-фазовых макронапряжений, появление которых определяется структурной и фазовой неоднородностью в покрытиях, появляющейся в процессе их роста. Механизм релаксации связан как с диссипацией полей напряжения вблизи вершины трещины в пластичной фазе, так и с наличием перемычек (стяжек вязкой фазы) в мостовой структуре позади вершины трещины [3,4]. Одновременно с этим модифицирование медью и никелем предопределяет измельчение зёрен керамической фазы покрытий и переходом от столбчатой структуры к равноосной.

Результаты многоцикловых ударно-динамических испытаний исследованых покрытий показал, что после 10^4 циклов ударного нагружения покрытия Ti-Al-N, Ti-Al-N-Cu и Ti-Al-N-Ni ведут себя практически идентично. Разрушения покрытий не обнаружено. На их поверхности наблюдаются фрагменты продуктов износа твердосплавного контртела. Судя по размеру пятна изнашивания, в случае покрытий Ti-Al-N-Ni и Ti-Al-N-Cu износ контртела наиболее интенсивен, что проявляется в увеличении площади его контакта с исследуемым образцом. Это объясняется, по-видимому, большей их твёрдостью по сравнению с покрытием Ti-Al-N. Результаты исследования пятен износа после $5*10^5$ циклов нагружения показывают уже существенное различие в поведении покрытий. Механизм их разрушения неодинаков. На поверхности покрытия Ti-Al-N наблюдаются трещины и следы его хрупкого разрушения с вскрытием подложки. Образец Ti-Al-N-Ni в данных условиях эксперимента не демонстрирует признаков разрушения до подложки, сохраняя свою целостность. Как и в случае 10^4 циклов нагружения, на его поверхности наблюдаются только продукты изнашивания контртела. На образце же покрытия Ti-Al-N-Cu видны признаки его отделения от подложки. Причем это происходит по контуру пятна разрушения. Данный факт может говорить об адгезионном механизме разрушения покрытия. Таким образом, несмотря на снижающийся уровень сжимающих макронапряжений в покрытиях TiAlN-Cu и TiAlN-Ni по сравнению с TiAlN, их трещиностойкость в условиях усталостного разрушения значительно выше. Из этого можно сделать вывод, что определяющее влияние на это оказывает в данном случае не уровень сжимающих макронапряжений, сдерживающих распространение трещин, а переход к нанозёренной изоморфной структуре (снижением размера зерна со 100-120 нм для Ti-Al-N до величин порядка 15-20 нм для Ti-Al-N-Cu и Ti-Al-N-Ni). Результаты, говорящие о лучшей стойкости в условиях многоциклового ударно-динамического воздействия покрытий Ti-Al-N-Ni по сравнению с Ti-Al-N-Cu, связаны с более высокими значениями параметров H^3/E^2 и H/E (таблица 1), характеризующих сопротивление материала покрытий пластической и упругой деформациям, а также могут быть объяснены различием адгезионной прочности этих покрытий к твердосплавной основе. Измерительное царапание данных покрытий показало когезионный характер их разрушения. При этом величина нагрузки, при которой в покрытии появляется первая трещина (L_{c1}) для обоих составов имеет значение порядка 20-22 Н. Эта стадия разрушения покрытия сопровождается заметным увеличением интенсивности акустической эмиссии. По мере нарастания нагрузки происходит равномерное истирание покрытий Ti-Al-N-Ni и Ti-Al-N-Cu с образованием на дне царапины сетки трещин. Появление материала подложки на дне царапины (локальное истирание покрытия) отмечалось лишь после достижения нагрузки L_{c3}, равной 64,4 Н для первого покрытия и 56,7 Н для второго.

Работа выполнена при финансовой поддержки РФФИ по Гранту в рамках проекта№16-03-00227

Летература

[1] V. Kulikovsky, P. Bohac, F. Franc, A. Deineka, V. Vorlicek, and L. Jastrabik, Hardness, intrinsic stress, and structure of the a-C and a-C:H films prepared by magnetron sputtering, Diamond Relat. Mater. 10 (2001) 1076-1081.

[2] D.S. Belov, I.V. Blinkov, A.O. Volkhonskii, The effect of Cu and Ni on the nanostructure and properties of arc-PVD coatings based on titanium nitride, Surf. Coat. Technol. 260 (2014) 186–197.

[3] S. Zhang, H. L. Wang, S.-E. Ong, Hard yet Tough Nanocomposite Coatings – Present Status and Future Trends, Plasma Process. Polym. 4 (2007) 219 – 228.

[4] Y. X. Wang, S. Zhang, Toward hard yet tough ceramic coatings, Surf. Coat. Technol. 258 (2014) 1–16.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ КОБАЛЬТА И НИКЕЛЯ

Рубцов Н.М.[1], Шустов В.С.[2], Зеленский В.А.[3]

[1] - Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка

[2]- Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

e-mail: _Nemo_73@mail.ru

INVESTIGATION OF THE FORMATION REGULATIONS OF POROUS STRUCTURE IN MATERIALS BASED ON NICKEL AND COBALT POWDERS

Rubtsov N.M.[1], Shustov V.S.[2], Zelensky V.A.[3]

Porous materials based on nickel and cobalt powders were obtained by powder metallurgy methods. The influence of the ratio of powders and pressures on the characteristics of a porous structure is investigated. The volume of pores was more than 68% of the total volume of the material obtained. The pore sizes in the obtained materials are determined. A porous microstructure was studied using an electronic scanning microscope.

По настоящее время проблема формирования материалов с высокопористыми структурами методами порошковой металлургии остается фундаментальной и малоисследованной. При этом несомненный практический интерес заключается в возможности регулирования размера, формы и объемной доли пор в широких пределах у получаемых материалов. Именно такие характеристики пористой структуры обеспечивают свойства функциональных материалов, которые позволяют применять их в таких областях, как фильтрация, катализ, преобразование и аккумуляция энергии, направленная доставка лекарственных средств, и т.д.

Работа посвящена исследованию закономерностей формирования пористой структуры в металлических материалах, полученных прессованием смеси порошков кобальта и никеля и последующей термической обработкой.

Односторонним прессованием на гидравлическом прессе были получены прессовки с различным соотношением никеля и кобальта. Формирование высокопористой структуры достигалось за счет добавления к смеси металлических порошков твердого порообразователя (бикарбонат аммония). Спекание образцов проводилось в потоке водорода при температуре 700 °С в течение двух часов. При этом происходило выгорание порообразователя, которое и обеспечивало формирование высокой пористости в материале.

Было исследовано влияние соотношения никеля и кобальта на значения размера пор и пористости. Для этого были приготовлены смеси порошков никеля и кобальта с различным их содержанием (таблица 1). Давление при прессовании всех образцов составляло 400 МПа. Относительное значение объёма открытых пор в малой степени зависит от соотношения порошков никеля и кобальта в прессовке, однако наблюдается уменьшение величины открытой пористости с 73,8 до 71,3 % с увеличением содержания порошка никеля от 0 до 75 % масс. и резкое её уменьшение до 66,4 % в образце, полученном из порошка никеля без добавление порошка кобальта. С увеличением содержания порошков никеля в прессовках наблюдается уменьшение размера пор.

Таблица 1. Исходный состав и характеристики пористой структуры спеченного материала.

№	Массовая доля порошка никеля, %	Массовая доля порошка кобальта, %	Размер пор, мкм	Открытая пористость, %	Закрытая пористость, %
1	0	100	12	73,8	0,7
2	25	75	10	73,7	0,1
3	50	50	10	72,8	0,2
4	75	25	7	71,3	0,3
5	100	0	8	66,4	2,0

Так же для определения влияния условий прессования на конечные характеристики образцов, такие как значения пористости и величины пор, был проведен ряд экспериментов с варьированием

нагрузки при прессовании смеси порошков с соотношением 50 % масс. никеля и 50 % масс. кобальта. Результаты представлены в таблице 2. Прессование при давлении 50 МПа не обеспечивало достаточной прочностью при заданном режиме спекания.

Таблица 2. Условия прессования и характеристики пористой структуры спеченного материала.

№	Давление при прессовании, МПа	Размер пор, мкм	Открытая пористость, %	Закрытая пористость, %
1	100	10	77,6	0,7
2	200	8	74,9	0,8
3	400	8	73,0	0,3

Можно отметить снижение значений открытой пористости с ростом величины нагрузки при прессовании. При этом изменение давления прессования в пределах от 100 до 400 МПа не оказало значительного влияния на значения закрытой пористости, которые в то же время не превышают 1% от общей пористости.

С увеличением давления прессования наблюдается незначительное уменьшение величины пор, определяемых по ГОСТ 26849-86.

Была исследована структура спеченного материала с помощью растровой электронной микроскопия.

На рис. 1 и рис. 2 представлены полученные на микроскопе фотографии объема образцов с равным исходным содержанием порошков никеля и кобальта, но полученных при прессовании при различных нагрузках. Пористая структура обоих материалов имеет схожие внешние признаки, однако можно отметить, что в образце, полученном при прессовании с давлением 400 МПа, преобладает количество пор меньшего объема, наблюдается более плотное заполнение пространства материалом. Это подтверждается результатами определения пористости образцов.

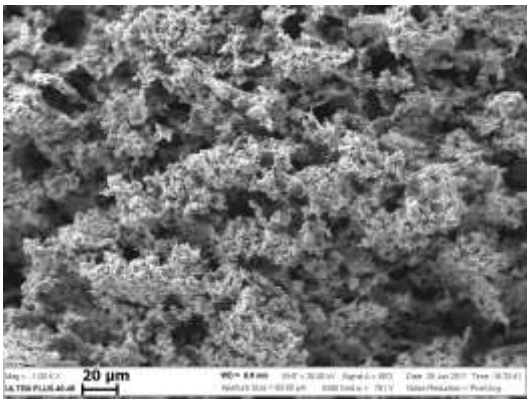


Рис.1. РЭМ-изображение образца №3(таблица 1).

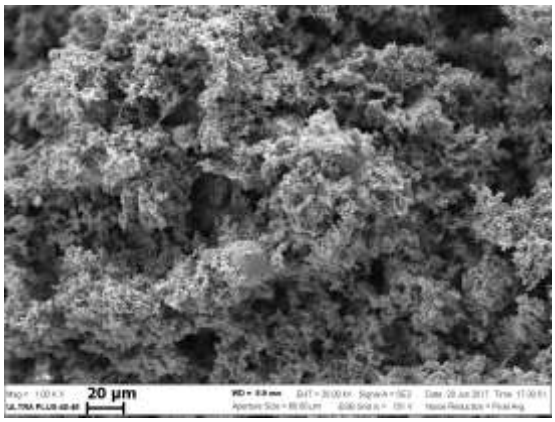


Рис.2. РЭМ-изображение образца №1(таблица 2).

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 17-03-00867а.

****

НЕОБХОДИМОСТЬ ОКИСЛИТЕЛЬНОГО ПЕРИОДА ПРИ ВЫПЛАВКЕ СТАЛИ ДЛЯ НАСОСОВ В МАЛЫХ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХОВ.

Лубяной Д.А., Карашкевич Б.Н., Мамедов Р.О., Щербин С.Г., Лубяной Д.Д.,Гилева Е.Н.
(ООО ГИДРОМАШ – НК г.Новокузнецк, Россия) e-mail: lubjanoy@yandex.ru

Lubyanoi D.A., Karashkevich B.N., Mamedov R.O., Shcherbin S.G., Lubyanoi D.D, Gileva E.N..
(Limited Liability Company GIDROMASH-NK, Novokuznetsk, Russia)

The need for an oxidation period in the smelting of steel for pumps in small arc steel smelting furnaces of foundries.

The reduction in the consumption of ferroalloys in the steelmaking process is currently an urgent task. One of the main defects in steel casting like the sieve-like porosity does not show up in a well-deoxidized steel even with a high hydrogen content. The main way to eliminate this defect is effective deoxidation. In view of this, one of the main tasks of the oxidative period, to remove hydrogen, become less urgent. In this regard, it becomes inappropriate in castings for castings to burn out a large amount of carbon from the melt, which is accompanied by the oxidation of useful impurities - silicon, manganese and chromium.

Повышение качества отливок для насосов, их стойкости к деформации и разрушению при эксплуатации и снижение расхода ферросплавов при процессе выплавки стали в настоящее время являются актуальными задачами.

Существующая (классическая) технология производства стали на свежей шихте для отливок ответственного назначения включает в себя, как правило, окислительный период плавки при котором выжигается 0,2–0,5% С [1]. При этом, окисление металла производится в основном при присадке в ванну окислов железа в виде железной руды или окатышей. Отмечено, что в процессе проведения окислительного периода ванна, как правило, в процессе выгорания углерода удаляются не только вредные газы, но и полезные примеси такие как Mn, Cr и Si. В настоящее время очень актуально снижение расхода ферросплавов при выплавке стали, поэтому необходимо минимизировать расход этих легирующих добавок. В этой связи по возможности необходимо сократить окислительный период в ведении плавки. Анализ данных работы [2] показывает, что максимальное удаление водорода достигается при выжигании 0,1-0,15 % С от исходного. Далее содержание водорода снижается менее интенсивно, и конечное его содержание зависит от влаги атмосферы, влажности применяемых шлакообразующих, ферросплавов и т.п. По мнению автора работы [2] содержание углерода в металле по расплавлении должно быть на 0,1–0,2% выше, чем в готовой стали. По мнению Тодорова Р.П. и Пешева П.Ц. один из основных дефектов литья стали как ситовидная пористость не появляется в хорошо раскисленной стали даже при высоком содержании водорода [3]. Основным способом устранения этого дефекта является эффективное раскисление [3,4]. Таким образом, раскисление стали алюминием и наличие в ней остаточного алюминия оказывает решающее влияние на важнейшие показатели качества стали: механические свойства и ситовидную пористость [4]. В виду этого одна из основных задач окислительного периода по удалению водорода становится менее актуальной. Пониженного содержания водорода в изделиях для проката или ковки, позволяющего практически полностью исключить газонасыщенность металла, ведущую к флокенам, можно добиться только методами внепечной обработки (продувка аргоном и вакуумирование).

В этой связи становится малоцелесообразно в плавках для отливок выжигание большого содержания углерода из расплава, которая сопровождается окислением полезных примесей, кремния, марганца и хрома. Плавки производились в условиях на печи ДСП 1,5 с кислой футеровкой в условиях ООО “Гидромарш – НК”. Особенно интересные результаты получены при переплаве “возврата” низколегированных марок стали (40 ХЛ, 35 ХГСЛ) и др. Так например, при плавке без окисления (при содержание углерода 0,34 %) в расплаве имеется 0,46 % марганца. А при плавке с окислением углерода с 0,52 % до 0,35 % содержание марганца снижается с 0,34 % до 0,08 %. Т.е марганец периода плавления фактически выжигается почти полностью. При этом при использовании во второй плавке в качестве шлакообразующих известняка часть водорода еще и вносится шлакообразующими добавками. В этой связи считается целесообразно использование технологии минимизирующих окисление углерода в процессе плавления и незначительного окислительного периода, максимальное использования шлака периода плавления. Часть водорода удаляется при окислении углерода окисленным шлаком периода плавления. При данной технологии обеспечивается минимальный угар полезных примесей, вследствие чего, расход ферросплавов на ряде плавок

сокращается почти в двое, (в некоторых случаях присадка ферромарганца исключается полностью) при этом приемлемое перемешивание металла, которое является одной из основных задач окислительного периода все таки выполняется, вследствие того, что металл в печи в ряде случаев соответствует либо кипящему либо полуспокойному (содержание кремния в металле до 0,11%), что обеспечивает его достаточное перемешивание в объеме ванны печи. Кроме того исключение длительного кипа, времени выдержек на экспресс-анализ значительно сокращает продолжительность всей плавки (до 1 ч и более). Приемлемого качества отливок (рис.1), помимо хорошего раскисления металла, также достигают проведением режимов термовременной обработки расплавов, при которой металл перегревают до температур 1680 – 1710^{o}C и выдержкой в пределах 10-15 мин перед сливом металла в ковш, что является эффективной термовременной обработкой и повышает качество отливок (проведение заключительной операции плавки: отбор пробы металла на хим. анализ, разделка выпускного отверстия и т.д.). Окончательное раскисление металла производят алюминием. Достаточную плотность отливок и минимизацию образования раковин, по причине газонасыщенности, обеспечивают:

1) хорошим раскислением металла кремнием и алюминием;

2) минимизацией присадки в печь непрокаленных шлакообразующих, а также частичной дегазацией небольшим кипением, возникающим при взаимодействии расплава металла и шлаков периода плавления;

3) минимизацией присадки ферросплавов.



Рисунок 1 – Ответственная отливка без газовых раковин и ситовидной пористости

Важная роль отводится в данной работе экспрессным методом определения химического состава металла. Технология выплавки металла опробована и внедрена в условиях ООО “Гидромаш-НК”.

Список литературы

1.Поволоцкий Д.Я. Выплавка легированной стали в дуговых печах / Д.Я. Поволоцкий, Ю.А. Гудим. - М.: Металлургия, 1987. – 136 с.

2.Крамаров А.Д. Производство стали в электропечах / А.Д. Крамаров. – М.: ГНТИ ЧИЦМ, 1958. – 439 с.

3.Тодоров Р.П. Дефекты в отливках из черных сплавов / Р.П. Тодоров, П.Ц. Пешев. - М.: Машиностроение, 1984. – 184 с.

4.Сойфер В.М. Дуговые печи в сталелитейном цехе / В.М. Сойфер, Л.Н. Кузнецов. - М.: Металлургия, 1989. – 176 с.

****

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА ТВЕРДОСТЬ ТРИП-СТАЛИ ВНС9-Ш

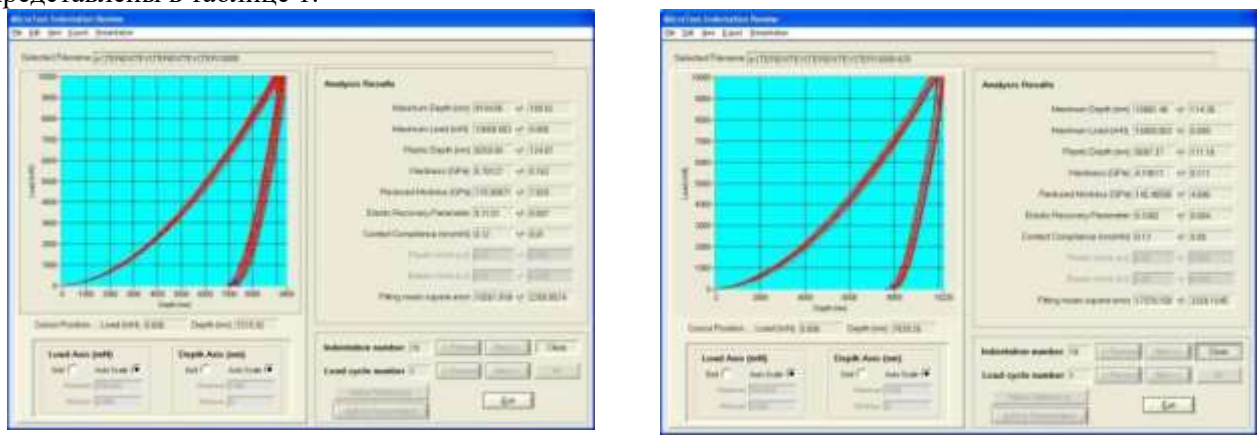
Ляховицкий М.М. [1], Терентьев В.Ф. [1], Слизов А.К. [2], Рощупкин В.В. [1]

[1]ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Ленинский проспект 49, Россия

e-mail:fatig@mail.ru

[2]ОАО «Камов», Люберцы Московской обл.,14007, Россия

Исследовали образцы с рабочей частью 0,3х7х20 мм из холоднокатанной ленты из аустенитно – мартенситной (43% α - фазы и 57% γ – фазы) трип-стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш). Химический состав стали ВНС 9-Ш, % (мас.): 0,22 C; 15,0 Cr; 5,2 Ni; 2,9Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа. Эта сталь используется авиационной технике (например, для изготовления пластин торсионов вертолетов Ка-52 и Ка-62, пластинчатых муфт привода основного винта вертолетов Ми-26 и Ми-28 [1-3]). Отпуск образцов проводили в вакууме при температурах 425^{0}C, 525 ^{0}C и 625 ^{0}C в течение 2 часов (охлаждение с печью). Испытания на твердость методом непрерывного индентирования на измерительной системе третьего поколения NanoTest (MicroMaterials ltd, Англия) в соответствии со стандартом **ISO -14577**. При испытаниях использовался алмазный индентор Берковича. Анализ результатов индентирования осуществлялся по методу Оливера-Фарра (путем математической обработки нисходящей кривой на P-h-диаграмме). Длительность процесса нагружения составляла 20 с. Длительность выдержки образца при максимальной нагрузке на инденторе – 20 с. Длительность снятия нагрузки (без учета выдержки образца на квазиупругое восстановление отпечатка) – 20с. Длительность выдержки образца на квазиупругое восстановление отпечатка при $P=0.1P_{max}$ - 60с. Максимальная нагрузка на инденторе P_{max} = 10 Н была выбрана с учетом рекомендаций работы [1]. На рис.1, для примера, представлено семейство P-h диаграмм для образцов в исходном состоянии (а) и после отпуска при 625^0 (б), а результаты испытаний представлены в таблице 1.



а *б*

Рис.1. Семейство P-h диаграмм для образцов в исходном состоянии (а) и после отпуска при 625^0 (б).

Модуль E_{IT} можно вычислить по наклону касательной к кривой разгрузки на P-h – диаграмме. Его значение близко к значению модуля Юнга материала (модуля продольной упругости). Однако, если на образце присутствуют наплывы или впадины, может возникнуть значительная разница между модулем E_{IT} и модулем Юнга.

Значение модуля E_{IT} вычислялось по формуле (**ISO -14577)**

$$E_{IT} = (1- \nu_s^2)/(1/E_r – (1- \nu_i^2)/E_i)$$

где: ν_s - коэффициент Пуассона материала испытуемого образца; ν_i - коэффициент Пуассона материала индентора (для алмаза 0.07); E_i - модуль упругости материала индентора (для алмаза $1.14 \cdot 10^6$ Н/мм^2); E_r - приведенный модуль упругости материала в области индентирования (измеряемая величина). При расчетах величины E_{IT} принималось ν_s = 0.3.

Таблица. Результаты испытаний стали ВНС-9-Ш

Параметр	*Исходное состояние*	*Отпуск 425 ^{0}C*	*Отпуск 525 ^{0}C*	*Отпуск 625 ^{0}C*
Микротвердость, Н, ГПа	*5.7 +/- 0.16*	*5.95 +/- 0.2*	*5.4 +/- 0.14*	*4.74 +/- 0.1*
Модуль упругости	*182 +/- 8*	*203 +/- 5*	*152 +/- 8*	*147 +/- 5*

поверхности в точке контакта, E_{IT}, ГПа				
Максимальная глубина индентирования, h_{max}, нм	*9150 +/- 100*	*8950 +/- 100*	*9500 +/- 100*	*10500 +/- 100*
Глубина восстановленного отпечатка, нм	*7080 +/- 130*	*6930 +/- 150*	*7070 +/- 100*	*7920 +/- 120*
Ползучесть при $P=P_{max}$, %	*1.73*	*1.79*	*2.03*	*2.31*
Квазиупругое восстановление отпечатка при $P=0,1P_{max}$, %	*0.84*	*1.1*	*0.83*	*0.7*

Из представленных в таблице 1 видно, что после отпуска при 425 0С наблюдается небольшое повышение твердости по сравнению с исходным состоянием, обусловленное, а затем при температуре отпуска 525 0С происходит некоторое снижение значения твердости. После отпуска при 625 0С происходит довольно резкое снижение твердости, связанное с превращением мартенсита деформации в α - железо и коагуляцией карбидов типа Cr23C6 [4]. Другие характеристики твердости, представленные а таблице, изменяются по такой же закономерности.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 15-08-02518 и № 16-58-4800.

Литература

1.Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015, 485 с.

2.Алексеева Л.Е., Баев А.С., Буржанов и др. Механизм усталостного разрушения трип – стали при воздействии циклических нагрузок //Деформация и разрушение материалов. 2009. № 12. С. 25 – 26.

3.Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Кораблева С.А., Ашмарин А.А. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации //Деформация и разрушение материалов. 2013. № 5. С. 18 – 24.

4.Терентьев В.Ф., Э.А. Елисеев, В.М. Матюнин и др. Влияние температуры отпуска на механические свойства и фазовый состав тонколистовой трип – стали // Деформация и разрушение, 2016, № 11. С. 30-33.

*****

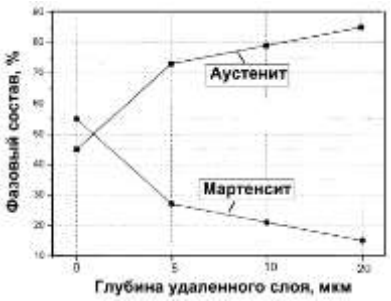


Рис. 1.Фазовый состав стали ВНС9-Ш в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя на глубину до 20 мкм

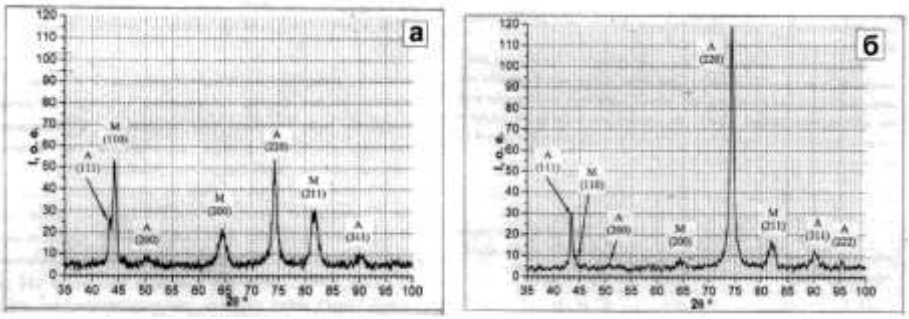
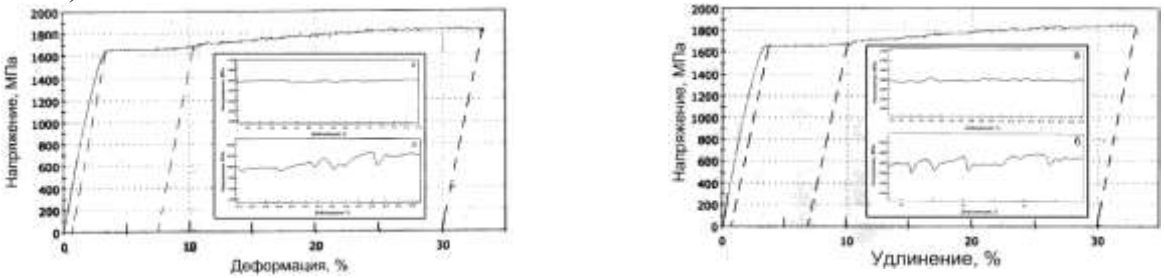


Рис. 2. Рентгенодифракционные спектры поверхности образцов из стали ВНС9-Ш: а – исходное состояние; б – после удаления поверхностного слоя на 20 мкм.

Предполагалось, что такое изменение фазового состава поверхности образцов из стали ВНС9-Ш после удаления поверхностного слоя заметно скажется на уровне механических свойств. Однако, эксперименты по статическому растяжению исследованных образцов показали, что на механические свойства и вид кривых растяжения такое изменение фазового состава поверхности не повлияло (рис. 3 и таблица 1).



а *б*

Рис. 3. Кривые статического растяжения образцов из стали ВНС9-Ш: а–исходное состояние; б- после удаления поверхностного слоя на глубину 20 мкм. Во внутренних вкладках кривых растяжения представлены в большем масштабе участки кривых растяжения на площадке текучести (а) и на стадии деформационного упрочнения (б).

Таблица 1

Механические харктеристики стали ВНС9-Ш

№ п/п	Состояние материала	$\sigma_{в,\ МПа}$	$\sigma_{т,\ МПа}$	δ, %	$\varepsilon_т$, %	$\varepsilon_м$, %
1	Исходное состояние	1832	1645	29,0	7,5	0,7
2	Удалено 5 мкм	1837	1660	30	7,6	0,8
3	Удалено 10 мкм	1845	1660	29,5	7,2	0,7
4	Удалено 20 мкм	1850	1640	30	7,5	0,7

Из рис. 3 видно, что в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя на кривых растяжения присутствует площадка текучести. Также характер кривых течения на площадке текучести и на стадии деформационного упрочнения одинаков. На стадии деформационного

упрочнения наблюдается скачкообразная деформация, свидетельствующая об образовании дополнительного количества мартенсита [4]. Из таблицы 1 видно, что все характеристики кривой растяжения образцов из стали ВНС9-Ш ($\sigma_в$, $\sigma_т$, δ, деформация на стадии микротекучести $\varepsilon_м$, деформация на площадке текучести $\varepsilon_т$) исходного материала и образцов с удаленным поверхностным слоем практически идентичны.

Можно предположить, что такое поведение образцов из стали ВНС9-Ш связано с наличием у этого материала развитой микропластической деформации (деформации до начала развития площадки текучести). Эта деформация более интенсивно протекает в приповерхностных слоях металла и способствует формированию площадки текучести [4, 5. 6].

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 15-08-02518 и № 16-58-4800.

Литература

1.Сиротинкин В.П., Терентьев В.Ф., Слизов А.К. Исследование поверхностных слоев холоднокатанной трип- стали методами рентгеновской дифракции // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 5, с. 21-26. 2.Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Сиротинкин В.П., Просвирнин Д.В., Кобелева Л.И., Елисеев Э.А., Рыбальченко О.С., Ашмарин А.А. Влияние удаления поверхностного слоя на фазовый состав тонколистовой трип-стали после статического растяжения с разной скоростью деформирования // Металлы, 2016, № 1, 40 – 45. 3. Терентьев В.Ф, Слизов А. К., Просвирнин Д.В. и др. Влияние фазового состава поверхностного слоя на механические свойства тонколистовой трип-стали 23Х15Н5АМ3 – Ш // Деформация и разрушение материалов. 2015, № 7, с. 30-33. 4. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука. 2015. 484 с. 5. Emter D., Macherauch E. Die Streckgrenze des Ferrites an der Oberfläche von Zugproben aus unlegirten Stahlen mit 0,03 bis 1,15%C // Archiv Eisenhüttenwesen. 1964. V.35. № 9. S. 909-918. 6. Терентьев В.Ф. К вопросу о природе физического предела текучести и хрупкого разрушения //Доклады Академии наук СССР.1969. Том 185. № 1. С. 83-86.

****

ТРЕБОВАНИЯ К ФОРМИРОВАНИЮ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ МНЦУ, МЦУ И РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГОУСТАНОВОК

Петухов АН.

г. Москва ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова»

Анализ опыта создания отечественных и зарубежных энергетических установок - ЭУ показывает, что на этапе освоения изделий (при стендовых испытаниях и опытной эксплуатации) прочностные дефекты, включая разрушения, могут достигать более 40% от общего числа выявляемых недостатков, из них около 70% приходится на долю разрушений от многоцикловой усталости - МнЦУ [1, 2].

При этом разрушения основных деталей ротора, зачастую не локализируются, т.е. последствия их разрушений могут быть весьма тяжёлыми. Тем не менее, силовые, циклические, температурные и технологические факторы, определяющие долговечность деталей по критерию малоцикловой усталости - МЦУ, с высокой достоверностью могут быть определены ещё на этапе проектирования, а в процессе доводки в целом или его узлов они уточняются по результатам стендовых, лабораторных и опытных испытаний ЭУ. Разрушения, связанные с длительной прочностью и МЦУ скорее являются следствием существенных отклонений расчётных условий от реализуемых в эксплуатации, либо грубых отступлений в технологическом процессе изготовления деталей и узлов. Разработка технологического процесса требует не только гарантированного получения заданных чертежом геометрических параметров, но и получения стабильных специальных свойств материала деталей, без которых невозможно обеспечить им необходимые прочностные эксплуатационные свойства и ресурс.

Под долговечностью понимается способность объекта сохранять работоспобность до наступления предельного состояния, при установленной системе технического обслуживания, диагностики и ремонта. Большое значение при прогнозировании долговечности имеет точность определения температурного поля на стационарных и на переходных режимах работы ЭУ, а для МнЦУ необходим расчёт напряжённо деформированного состояния (НДС) в зонах концентрации напряжений (отверстиях, галтелях, фланцах, пазах и т.п.). Для этого, кроме применения численных

методов, может потребоваться решение пространственных задач теории упругости с учётом пластичности.

Преобладание разрушений деталей от МнЦУ на всех этапах «жизненного цикла» ЭУ связано как с многообразием факторов, влияющих на сопротивление усталости (технологических, конструктивных, эксплуатационных, физической природы материала и др.), так и со сложностью прогнозирования амплитуд напряжений переменных во времени, вызываемых неравномерностью воздушного или газового потоков, а тем более резонансных, срывных, автоколебаний, флаттера или совместных колебаний лопаток и диска, диска и вала, и т. п.

Хотя проблема предупреждения усталостных разрушений деталей ЭУ сложна, но может быть решена несколькими методами [1-6] на разных этапах «жизненного цикла» ЭУ:

при проектировании - обеспечением максимального сопротивления МЦУ и МнЦУ детали за счёт минимизации роли концентраторов напряжений и регламентации свойств поверхностного слоя;

при изготовлении - выполнение ТУ чертежа, минимизация или нейтрализация последствий отрицательной технологической наследственности при выполнении операций повышенного риска;

в эксплуатации - за счёт снижения амплитуды эксплуатационных напряжений, регистрация и анализа забросов температуры, фактического числа циклов, а также внедрения мероприятий (конструктивных и технологических), снижающих влияние эксплуатационных повреждений;

при ремонте - тщательностью выполнения дефектации и строгим соблюдением технологии ремонта, применением объективных диагностических средств, накопле-нием, анализом и обобщением банка данных по выявленным и устранённым дефектам.

На основе понятия о технологической наследственности, анализа сложной природы физико-химических процессов, протекающих в процессе формообразования детали из современных конструкционных материалов, и с учётом критериев, лимитирующих несущую способность основных деталей ЭУ, сформулирован ряд требований при выборе:

технологических процессов изготовления основных деталей ЭУ следует учитывать условия эксплуатации, ресурс и особенности напряжённого состояния деталей;

оптимальных параметров свойств поверхностного слоя деталей, ответственных за формирование прочностных характеристик, включая статическую прочность, цикли-ческую долговечность σ_N для МЦУ и вибрационную прочность σ_{-1} для МнЦУ;

применения защитных покрытий и оптимальных режимов поверхностных обработок.

Понятие технологической наследственности

Под технологической наследственностью понимается влияние производственных процессов и отдельных операций на несущую способность детали. Показано, что наиболее распространённым видом разрушения деталей ЭУ является многоцикловая усталость (МнЦУ), а наиболее слабым звеном в деталях является поверхностный слой, который формируется при взаимодействии режущего или отделочного инструмента в условиях «жесткого» и «мягкого» циклов нагружения, при которых в зоне резания возникают высокие градиенты деформаций и температур по глубине слоя, многократ-но воспринимаемые при разных степенях интенсивности в процессе обработки детали. Свойства поверхностного слоя существенно отличаются от свойств сердцевины детали: по физическим параметрам, по структурному и химическому составу, и по механичес-ким свойствам [1,2]. Таким образом, понятие технологической наследственности обычно характеризуется параметрами состояния и физико-химическими свойствами поверхностного слоя.

Поэтому технологическую наследственность принято в целом, определять физи-ческими, химическими, структурными, деформационными и геометрическими параметрами, сформированными в поверхностном слое и в объёме детали как после основных технологических процессов, так и после специальных операций.

К физическим параметрам [4] относят размеры зёрен, фаз, блоков D, плотность дислокаций ρ, концентрацию вакансий c, параметры кристаллической решётки a, акти-вационный объём γ, накопленную энергию кристаллической решётки материала W, углом разориентировки блоков $a_{бл}$ или кристаллов.

Химические параметры характеризуются составом фаз (объёмной долью, разме-ром и формой в объёме детали и т. д.), концентрацией химических элементов в объёме сплава, концентрацией элементов в фазе, микрообъёме и т. д.

Деформационные параметры характеризуют: пластическую деформацию мате-риала ε, её глубину h и степень наклёпа $N_н$; остаточные напряжения $\sigma_{ост}$ (макро-напряжения первого рода и микронапряжения второго и третьего рода).

Геометрические параметры характеризуются шероховатостью поверхности (R_a , R_z ,R_{ax} ,S_m ,S, R_{ck} ,d_n), которая определяется совокупностью микронеровностей, образующих профиль поверхности детали, а по существу играющих, роль концентрато-ров напряжений; волнистостью, направлением неровностей и т. п.

Технологическая наследственность закладывается:

-у титановых сплавов в структурно-фазовом состоянии при термопластической обработке, а у сталей и никелевых сплавов при термической обработке;

в размере зёрен, текстуре материала, формирующихся при горячем (холодном) деформировании, а при литье дополнительно ориентацией кристаллов;

формированием технологических остаточных напряжений в штамповках, про-кате, литье, при механической обработке, а также при сборке, химическом травлении, нанесении покрытий и т. д.

В результате взаимодействия перечисленных факторов формируются основные характеристики прочности и эксплуатационные свойства конструкционного материала (однако при этом влияние отдельных операций не равнозначно), определяющих затем несущую способность деталей.

Отсюда вытекает представление об операциях «повышенного риска», которые присутствуют на различных этапах технологического цикла производства деталей.

Поэтому важно знать основные признаки «опасной» технологической наследст-венности и на каком этапе они образуются, чтобы их контролировать в процессе производства и минимизировать отрицательное влияние этих процессов.

К таким факторам относятся:

структурная и фазовая однородность;

размер зёрен и их кристаллическая ориентация;

соответствие техническим условиям (ТУ) параметров прочности, твёрдости и пластичности ($\sigma_в$; $\sigma_т$; $\sigma_{дл}$; σ_{-1}; σ_N; HB;δ; ψ и т.д.);

изменение химического состава (локальное или в объёме);

шероховатость поверхности;

степень и глубина наклёпа;

величина и знак остаточных напряжений, глубина их залегания и т. п.

Отклонение этих факторов от заданных параметров приводят к снижению предела выносливости σ_{-1} , уменьшению N - долговечности деталей [1-6].

Литература

1.Кузнецов Н.Д., Цейтлин В.И., Волков В.И. Технологические методы повышения надежности и ресурса деталей машин. Справочник. М.: Машиностроение. 1993.- 304 с.

2.Петухов А.Н.Сопротивление усталости деталей ГТД. М.:Машиностроение.1993.-240 с.

3.Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатаци-онные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. - 240 с.

4.Петухов А.Н. Технологическая наследственность и несущая способность деталей машин. Сб.: Поверхностный слой, точность и эксплуатационная надежность деталей машин: Материалы семинара. М.: МДНТП им.Ф.Э. Дзержинского, 1989.-С.20-22.

5.Петухов А.Н. Технологические методы обеспечения надежности и несущей спо-собности высоконагруженных деталей машин. Сб.: Надежность и долговечность машин и сооружений. Вып.18. г. Киев: Наукова думка, 1990.- С.71-75.

6.Петухов А.Н. Учёт влияния технологических и эксплуатационных факторов на несущую способность высоконагруженных элементов конструкций. В сб.: Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций. Труды Международной конференции 6-9 июня 2000г., г. Киев. Том 2, НАН Украины, ИПП, 2000. С.837-842.

****

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ УМЗ СПЛАВА TINI

Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Лотков А.И., Кашин О.А., Круковский К.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
girs@ispms.tsc.ru

THE EFFECT OF ION-PLASMA TREATMENT ON STRUCTURAL AND PHASE STATE OF ULTRA-FINE TINI ALLOY

T.M. Poletika, S.L. Girsova, A.I. Lotkov, O.A. Kashin, K.V. Krukovskii
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS

Abstract. This paper presents a transmission electron microscopic (TEM) study on the effect of plasma-immersion ion implantation with deposition on the microstructure and phase state of the ultrafine-grained (UFG) $Ti_{49.8}Ni_{50}$. We found that in the process of ion-plasma surface treatment of UFG TiNi alloy containing the Ti_3Ni_4 phase in the initial state, recrystallization, coagulation of the Ti_3Ni_4 particles and the material transition to the B2 + R + B19' state occur. Inside the grains, the separations of Ti_3Ni_4 phases were not found. The formation of the Ti_3Ni_4 phase occurs along grain boundaries and in triple grain junctions.

Уникальные механические свойства сплавов на основе TiNi обеспечивают их использование в качестве медицинских материалов [1, 2]. Нанокристаллические сплавы TiNi около-стехиометрического состава применяются для изготовления имплантатов и микроинструментария сердечнососудистой хирургии. Одним из эффективных способов повышения функциональных свойств материала (биосовместимость, коррозионную стойкость и др.) и минимизации выхода токсичных ионов Ni в организм является создание модифицированных слоёв на поверхности TiNi [2, 3]. Для медицинских изделий сложной геометрической формы подходящим методом модификации является плазменно-иммерсионная ионная имплантация с осаждением (ПИИИД), которая позволяет создавать легированные слои менее 100 нм. В процессе набора необходимой дозы облучения происходит нагрев материала, облегчая поверхностное легирование за счет термически активированной диффузии [4]. Однако стимулирование диффузионных процессов создает условия для развития в сплавах на основе TiNi концентрационных неоднородностей и распада твердого раствора, что может привести к изменению последовательности и температур мартенситных превращений, и, как следствие, изменению физико-механических свойств изделий [1]. Природа и механизмы протекания данных процессов в ионно-модифицированных слоях TiNi остаются не ясными, что связано с недостатком структурных исследований в этом направлении. В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии исследовали структурно-фазовые преобразования ультрамелкозернистого сплава $Ti_{49,1}$ $Ni_{50,9}$ после ПИИИ кремнием.

Ионно-плазменную обработку проводили на установке «СПРУТ» (НИ ТГУ) по режиму: импульсное отрицательное напряжение смещения на образце Us = 1000 В, f = 30 кГц, мощность магнетронов P = 0,8 кВт, время обработки t ≈ 60 мин. Для структурных исследований использовали оборудование ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех»: ПЭМ JEM 2100 (JEOL), оснащенный приставкой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy; установка ионного утонения EM 09100IS (JEOL).

В качестве исходного материала использовали трубки диаметром 3 мм из нанокристаллического сплава Ti-50,9 ат.% Ni, с последующими термомеханическими обработками, соответствующими этапам изготовления стентов. Температуры начала (Ms, As) и конца (M_f, A_f) прямого (Ms, Mf) и обратного (As, Af) мартенситного превращения B2 ↔ B19', определенные по температурным зависимостям электросопротивления: M_s = 248 К, Mf = 206 К, As = 276 К, A_f = 283 К; T_R = 287 К. При комнатной температуре сплав находился преимущественно в B2-состоянии. Структура представлена смесью зерен с большеугловыми границами и полигонизированной субструктуры, состоящей из близкоориентированных субзерен (рис. а). Средний размер составлял 170 нм. Внутри зерен размером более 100 нм наблюдали присутствие B19', нанодвойников. На микродифрактограммах от зерен размеров более 200 нм на отдельных МД присутствуют диффузные максимумы на местах рефлексов R - фазы. Частицы Ti_3Ni_4 расположены по границам (рис.а) и стыкам зерен. Следует отметить неоднородность структурного состояния исходного материала: наряду с ультрамелкими зернами можно наблюдать крупные B2-аустенитные области (рис.в) размером 3÷15

мкм, содержащие равномерно распределенные частицы Ti_3Ni_4 диаметром ~ 100 нм; внутри некоторых зерен наблюдали пакетный мелкодвойникованный мартенсит; R-фаза отсутствовала.

После ионно-плазменной обработки на поверхности образуется обособленный модифицированный слой толщиной до 10 нм, в котором можно выделить наружную аморфную оксидную пленку толщиной около 3 нм и нижележащий ионно-модифицированный дефектный слой, имеющий более темный контраст (рис. г). Соотношение Ti/Ni/Si на поверхности составляет 48.3/6.2/ 45.5 ат.%. Содержание кремния быстро убывает с глубиной: при 10 нм - 5 ат.%, при 0,5 мкм < 0,5 ат.%.

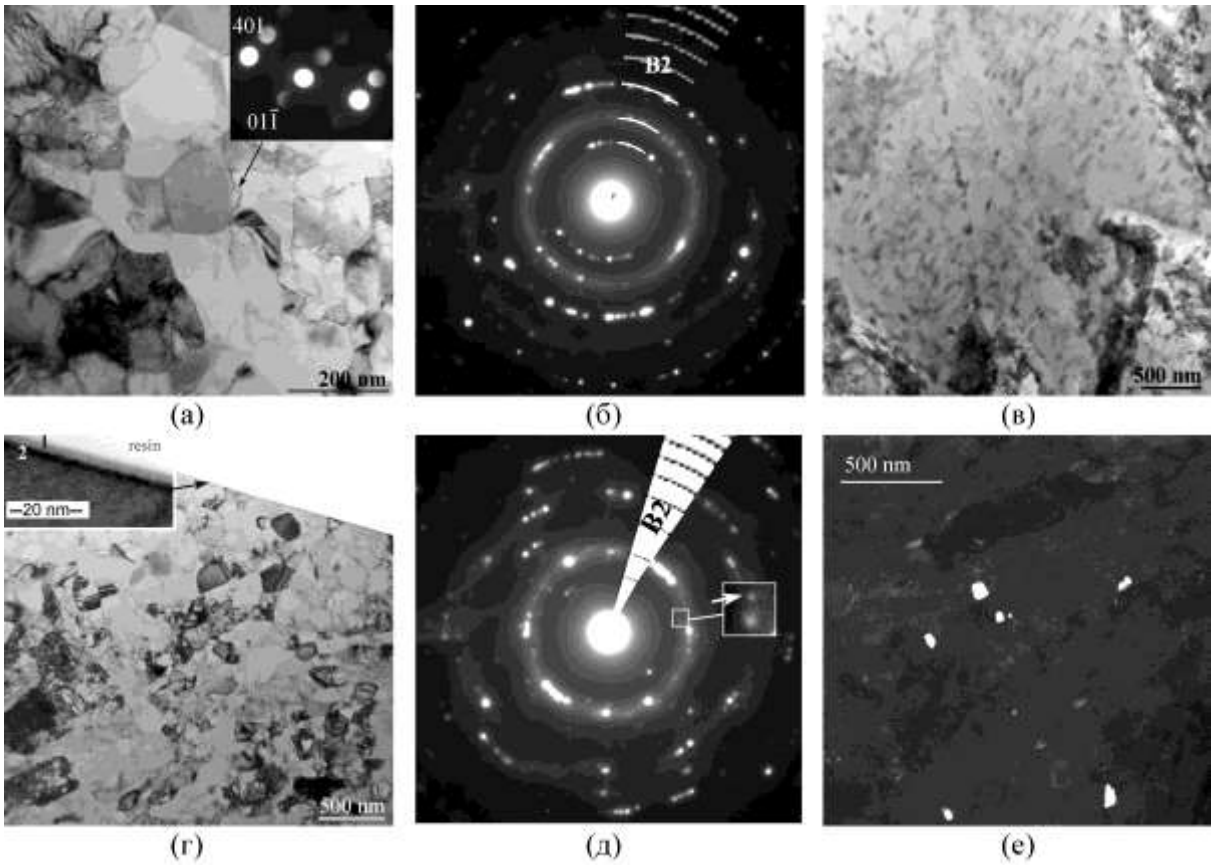


Рис. 1. Поперечное сечение образцов УМЗ сплава TiNi до (а - в) и после (г - е) ПИИИД: а - светлопольное изображение (СП) и нанодифракция с частицы, указанной стрелкой, ось зоны [$\bar{1}$44] Ti_3Ni_4; б, д - микродифракции с областей диаметром 1,3 мкм; в - СП непроработанной области; г - СП поверхностного слоя; е - темнопольное изображение в рефлексе Ti_3Ni_4, указанном на рис. (д).

Для ионно-модифицированного образца сплава с УМЗ структурой характерен процесс дальнейшей рекристаллизации, сопровождающийся ростом размеров зерен, снижением плотности дефектов в объеме зерен, формированием плоских границ. Происходит изменение морфологии и размеров частиц Ti_3Ni_4. Выделения Ti_3Ni_4 внутри зерен не обнаружены, что согласуется с данными авторов [5, 6] для НК и УМЗ сплавов TiNi. Полученные данные о возможных термически активируемых процессах в TiNi при ионном модифицировании поверхности необходимо учитывать при выборе режима ионно-плазменной обработки.

Литература

1.K. Otsuka and X. Ren, Prog. Mater. Sci. **50**, 511–678 (2005).

2.S. Shabalovskaya, J. Anderegg and J. Van Humbeeck, Acta Biomaterialia **4,** 447–467 (2007).

3.A. Pogrebnjak, S. Bratushka, V. Beresnev and N. Levintant-Zayonts, Russian Chemical Reviews **82**, 1135 – 1159 (2013).

4.S. Mändl, Surface & Coatings Technology **201,** 6833–6838 (2007).

5.E. Prokofiev, J. Burow, E. Payton *at all*, Advanced Engineering Materials, Vol. 12, 8, pp.747–753.

6.O. Bojda, G. Eggeler and A. Dlouhy, Scripta Materialia **53**, 99 (2005).

Работа выполнена при частичной поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014-2020 годы»

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЫ СТАЛЬ-АЛЮМИНИЙ ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ.

Ковалев В.В., Михеев Р.С., Коберник Н.В.

Москва, МГТУ им Н.Э.Баумана, кафедра «Технологии сварки и диагностики», vvkovalev90@gmail.com

Kovalev V.V., Mikheev R.S., Kobernik N.V.

Aluminum alloys Св-АК12 were deposited on steel plates by Tungsten Inert Gas welding. Steel plate has been overlaid aluminum coats before welding. The effect of welding input heat on strength properties of joints between steel and aluminum were investigated.

Создание на поверхности стальных подшипников скольжения антифрикционных покрытий из алюмоматричных композиционных материалов, дисперсно наполненных частицами SiC, взамен традиционных баббитовых, медных и алюминиевых сплавов является перспективным для узлов трения, работающих в условиях высоких нагрузок и риска возникновения сухого контакта в трибосопряжении. При получении сталеалюминиевых неразъемных соединений требуется учитывать не только особенности материалов, связанные с различием в их свойствах, но и металлургическую несовместимость, результатом которой является химическое взаимодействие и образование на границе раздела слоя, состоящего из интерметаллидов системы Al-Fe. Причем на кинетику процесса образования данных интерметаллидов основное влияние оказывают факторы, главными из которых являются температура нагрева, время пребывания при данной температуре, а также легирующие элементы, входящие в состав матричного сплава КМ. Наличие интерметаллидов на границе раздела сталь-алюминий отрицательно сказывается на свойствах биметаллических конструкций, поскольку приводит к охрупчиванию соединения и уменьшению прочностных характеристик.

В настоящее время биметаллические сталеалюминиевые соединения для узлов трения получают преимущественно процессами прокатки и сварки взрывом [1,2]. При получении соединений сваркой взрывом, между материалами образуется специфическая граница раздела с очень развитым микрорельефом, который представляет собой набор сопряженных чередующихся участков с резко различными свойствами: мягких, пластичных и твердых, с ограниченной деформационной способностью. На пластичных участках отсутствует интерметаллидная фаза, в то время как твердые участки представляют собой оплавы или дискретные области, где произошло расплавление соединяемых металлов, и, в процессе кристаллизации, образовались интерметаллиды. Прочностные характеристики соединения при этом превышают прочностные характеристики алюминия и разрушение при испытаниях на срез и на открыв покрытия происходит по материалу покрытия. На фрактограммах поверхностей разрушения наблюдаются участки с пластическим разрушением в местах отсутствия интерметаллидной фазы. Однако, указанные твердофазные методы имеют ограничения по геометрии соединяемых поверхностей и твердости алюминиевого сплава, так как при значениях твердости алюминиевого сплава выше 480 HV соединение стали с алюминием за счет интенсивной локальной пластической деформации невозможна [3]. КМ системы Al-SiC при этом имеют твердость в диапазоне от 675 до 900 HV в зависимости от химического состава матричного материала и массовой доли наполнителя [4]. Поэтому жидкофазные методы являются наиболее перспективными для получения покрытия из алюмоматричных композиционных материалов. Известно, что при жидкофазных способах получения алюминиевых покрытий на границе раздела сталь-алюминиевое покрытие образуется сплошной слой интерметаллидов Fe-Al. При этом отмечено, что с увеличением толщины сплошного интерметаллидного слоя происходит уменьшение прочностных характеристик соединения [5]. Для предотвращения образования сплошного слоя интерметаллидов на границе раздела в работе предложено предварительно наносить на поверхность алюминиевое покрытие сваркой взрывом, обеспечив при этом отсутствие контакта алюминиевого

расплава КМ с поверхностью стали при наплавке. Однако в настоящее время отсутствуют данные о влиянии температуры нагрева диффузионной зоны сталь-алюминиевый промежуточный слой при аргонодуговой наплавке на изменение прочностных характеристик соединения.

В работе проведено исследование диффузионной зоны и прочностных характеристик покрытий из матричного сплава КМ, полученных аргонодуговой наплавкой на сталь с промежуточным алюминиевым слоем. Установлено, что с увеличением температуры нагрева диффузионной зоны между сталью и алюминиевым промежуточным слоем, происходит активация диффузионных процессов и образование интерметаллидной фазы Fe-Al в местах отсутствия оплавов. При этом с увеличением температуры нагрева увеличивается толщина образовавшегося интерметаллидного слоя. Рост сплошного интерметаллидного слоя происходит в интервале температур 530ºС-580ºС, после чего интенсивность диффузии снижается за счет того, что сплошной интерметаллидный слой препятствует движению атомов алюминия и железа через себя. Однако при достижении значений температур выше 620 ºС и до температуры плавления вновь происходит интенсивный рост толщины интерметаллидного слоя. Изучение фрактограмм изломов показало, что в случае нагрева диффузионной зоны выше температур образования сплошного интерметаллидного слоя, происходит хрупкое разрушение по границе сталь-интерметаллидный слой и по интерметаллидному слою. Кроме того установлена зависимость между температурами нагрева диффузионной зоны сталь-алюминиевое покрытие и прочностными характеристиками соединения.

Литература

1.Штерцер А.А. и др. Использование взрывных технологий для производства подшипников скольжения дизельных двигателей // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. - № 4. - с. 1056–1060.

2.Буше Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов // Москва: Транспорт, 1974. - 256 с.

3.Сахновская, Е. Б. Основные закономерности сварки взрывом сталеалюминевых соединений и исследование их свойств: автореф. дисс. канд. техн. наук / Е. Б. Сахновская; ВолгГТУ. Волгоград, 1974. - 28 с

4.Михеев Р.С. Разработка износостойких дисперсно-наполненных композиционных материалов и покрытий из них: дисс. канд. техн. наук / Р.С. Михеев; ИМЕТ. Москва, 2010. 202 с.

5.Ковалев В.В., Михеев Р.С., Коберник Н.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением // Вестник МГТУ им. Н.Э.Баумана. Серия «Машиностроение». 2016. - № 3. - с. 134–151.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-58-00014 Бел_а.

Благодарности. Автор благодарен своим научным руководителям и коллегам: к.т.н. Михееву Р.С., к.т.н. Коберник Н.В., д.т.н. Колмакову А.Г., д.т.н. Калашникову И.Е., к.т.н. Кобелевой Л.И.

****

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА АК4-1 Т1, ПОДВЕРГНУТОГО ПЛАЗМЕННОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ОБРАБОТКЕ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Фиркова А.С., Шатров А.С., Кокарев В.Н., Петржик М.И, Бычкова М.Я.

Россия, НИТУ «МИСиС», firkova@misis.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES OF AK4-1 T1 ALLOY SUBJECTED TO THE PLASMA ELECTROLYTIC PROCESSING OF A NEW GENERATION

A.S. Firkova, A.S. Shatrov, V.N. Kokarev, M.I. Petrzhik, M.Y. Bychkova

Russia, NUST "MISIS", firkova@misis.ru

Abstract. The aim of this work was to study the influence of plasma electrolytic processing (PEO) of new generation on the structure, mechanical and tribological properties of AK4-1 T1 alloy. It was found that the modified surface layers were about 60 μm at a thickness and had a gradient structure. The highest value of hardness, as it can be seen from the dependence of hardness and elastic modulus on the indenter penetration depth, was about 35 GPa and the modulus of elasticity was about 300 GPa. In tribological "pin-on-disc" tests under technical water the steady-state friction coefficient was 0.04. The advantages of the PEO-technology of the new generation were discussed.

Сплав АК4-1 Т1 на основе алюминия хорошо деформируются в горячем состоянии, но не обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью и износостойкостью. Используется в промышленности для изготовления деталей двигателей (крыльчатые насосы, колеса, компрессоры, заборники, диски, лопатки). Для защиты от коррозии и износа детали из данного сплава подвергаются анодированию и оксидированию.

Целью данной работы является исследование влияния плазменной электролитной обработки (ПЭО) нового поколения на структуру, механические и трибологические свойства сплава АК4-1 Т1.

В работе исследовали образцы в виде с плоскопараллельных дисков (диаметр 61 мм, толщина 5 мм) с модифицированной поверхностью. После обработки исходных образцов методом ПЭО была проведена полировка исследуемой поверхности на чугунной плите с применением шлифовальной бумаги зернистостью 800 и 1200 до достижения шероховатости Ra 0,32 – 0,63 мкм. Для изучения толщины модифицированного слоя и определения механических свойств методом измерительного индентирования были приготовлены клиновидные шлифы.

Методом растровой электронной микроскопией найдено, что полученные модифицированные слои имеют среднюю толщину около 60 мкм и обладают градиентной структурой (Рис.1).

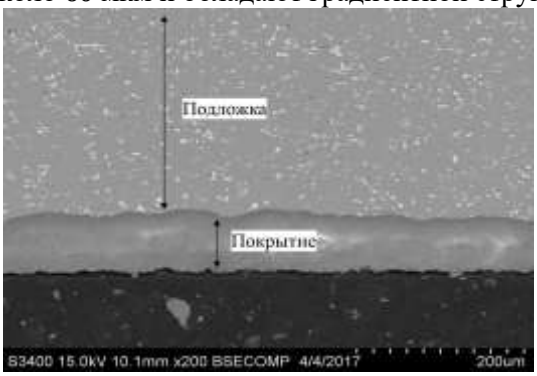


Рисунок 1– Изображение микроструктуры модифицированного слоя (клиновидный шлиф) образца 1 при 200-кратном увеличении

По результатам измерительного индентирования была построена зависимость твердости и модуля упругости от глубины проникновения индентора. Выбранная нагрузка 20 мН позволила увидеть отпечатки на подложке (алюминиевый сплав), но на покрытии отпечатки при данной нагрузке не видны (Рис. 2). Найдено, что значения твердости достигали 35 ГПа, а модуля Юнга – 300 ГПа. Установившийся коэффициент трения скольжения при трибологических испытаниях в водопроводной воде по схеме «стержень-диск» составлял 0,04.



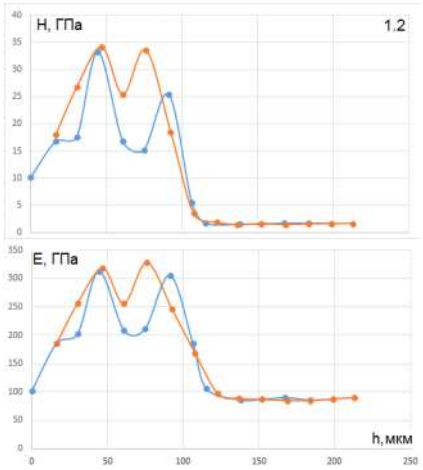


Рисунок 2 – Зависимость твердости и модуля упругости образца 1 от глубины проникновения индентора (в направлении от поверхности в объем)

По результатам экспериментальных исследований структуры, механических и трибологических свойств модифицированных слоев обсуждены преимущества ПЭО – технологии нового поколения.

****

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ARC-PVD ПОКРЫТИЙ TI-CR-NI-MO-N НА ПРОЦЕССЫ ИЗНАШИВАНИЯ

Черногор А.В., Блинков И.В., Волхонский А.О., Сергевнин В.С.
НИТУ «МИСиС», av_chernogor@live.com

INFLUENCE OF COMPOSITION AND STRUCTURE OF ARC-PVD OF TI-CR-NI-MO-N COATINGS ON WEAR PROCESSES

Chernogor A.V., Blinkov I.V., Volhonskiy A.O., Sergevnin V.S.

Composition, structure, and properties of arc-PVD Ti-Cr-Ni-Mo-N coatings were studied. High macrostresses -6.7 and -9.7 GPa in Ti-Cr-N and Ti-Cr-Ni-N coatings provide crack resistance more than 75 N against 25.5 N for Ti-Cr-Ni-Mo-N. However, a decrease of friction for Ti-Cr-Ni-Mo-N from 0.54 to 0.45 leads to an increase in wear resistance.

Покрытия на основе нитридов переходных металлов нашли широкое применение в промышленности, в том числе для защиты режущих инструментов от изнашивания. К таким покрытиям относятся покрытия системы Ti-Cr-N, поскольку титан в данной системе образует твёрдые нитридные фазы (22 – 25 ГПа), которые характеризуются высокой износостойкостью к абразивному изнашиванию, а хром помимо твёрдых нитридных фаз повышает жаростойкость покрытий до температуры 700 °С и коррозионную стойкость.

В данной работе в качестве основной системы была выбрана Ti-Cr-N. Повышение физико-механических свойств осуществлялось введением небольшой концентрации никеля, как элемента, не образующего нитриды, который приводит к измельчению синтезируемых нитридных фаз, а соответственно и росту твёрдости. Известно, что представленные нитриды характеризуются коэффициентом трения порядка 0,6, но введение небольшой концентрации молибдена способно снизить коэффициент трения до значений 0,45, поскольку в процессе окисления молибдена и его соединений образуется фаза с низкой сдвиговой прочностью, выступающая в роли твёрдой смазки.

В результате работы методом arc-PVD было приготовлено три серии образцов. Образцы устанавливались на подложкодержатель, планетарное вращение которого создаёт условия для формирования плотной многослойной структурой со слоями, образованными в процессе вращения подложек вокруг оси столика и субслоями, образованными при вращении подложек вокруг своей оси. Для приготовления образцов использовались катоды из сплавов Ti, Cr, Ti-50%Ni и Mo, которые устанавливались в трёхкатодную испарительную систему. Нанесение проводилось в течение 90

минут в среде реакционного газа азота при его парциальном давлении 1,3 Па. Потенциал смещения составлял -120 В.

Состав покрытий, согласно данным микрорентгеноспектрального анализа, первой серии 22.1% Ti, 29.9% Cr, 48% N; второй - 19.4% Ti, 36.5% Cr, 0.3% Ni и 43.7% N; третьей - 7.5% Ti, 42% Cr, 7.5% Mo, 2.5% Ni и 40.5% Ti. Низкая концентрация никеля относительно титана в образцах серии Ti-Cr-Ni-N и Ti-Cr-Ni-Mo-N связана с высоким коэффициентом его распыления частицами с энергий более 150 эВ. При этом проявляется тенденция к утонению покрытия с 4.4 мкм (Ti-Cr-N) до 3.9 мкм (Ti-Cr-Ni-N), что вызвано высоким распылением Ni. Кроме того, в процессе осаждения серии Ti-Cr-Ni-Mo-N ионы Ti и Ni, генерируемые катодом TiNi, осаждаются на слой, сформированный при конденсации продуктов испарения молибденового катода при последовательном прохождении подложки траектории своего движения от катода TiNi к катоду из Mo. Возникающий кинетический барьер на стадии процесса зародышеобразования и распыление Ni приводит к утонению покрытия до 3 мкм.

Согласно данным РФЭС и РФА в покрытиях первой и второй серии присутствует ряд сложных растворов $Ti_xCr_{1-x}N$ переменного состава, где x зависит от положения подложек относительно катодов в процессе приготовления покрытий. Введение в систему Mo и уменьшение концентрации титана в третьей серии приводит к формированию CrN и Mo_2N. Никель в покрытиях находится в металлическом состоянии.

Согласно данным ПЭМ и РФЭС, покрытия первой и второй системы характеризуются плотной столбчатой структурой, изобилующей дефектами с градиентом концентраций Ti/Cr вдоль направления роста, формирование которого связано с вращением подложки относительно испаряющихся катодов из этих металлов. Введение никеля в состав покрытия Ti-Cr-N приводит к измельчению зёренной структуры нитридной фазы покрытия второй системы с 0,4 до 0,1 мкм и подавлению роста зёрен в плоскостях (111), которые склонны к минимизации упругих напряжений в покрытиях, что приводит к наблюдаемому росту сжимающих макронапряжений с 6,7 до 9,7 ГПа. Существенное снижение доли титана в покрытии Ti-Cr-Ni-Mo-N приводит к снижению средней температуры плавления покрытия. Как следствие, повышается гомологическая температура, а значит увеличивается подвижность адатомов растущего покрытия, это определяет повышение вероятности релаксационных процессов снижения макронапряжений до -0.6 ГПа за счёт возрастающей подвижности дефектов структуры и формирований плотной слоистой структуры покрытия.

Введение в систему Ti-Cr-N никеля приводит к росту твёрдости покрытий с 27 ГПа до 43 ГПа и росту упругого последействия, о чём свидетельствует снижение доли пластической деформации с 65 до 43 %. Это связано как с измельчением зёрен покрытия, так и ростом сжимающих макронапряжений. Этим же покрытиям отвечает наибольшее значение параметра H^3/E^2, характеризующего сопротивление материала покрытия пластическому деформированию. Покрытия третьей серии Ti-Cr-Ni-Mo-N характеризуются значением твёрдости 30 ГПа, что может объясняться существенным снижением сжимающих макронапряжений до значений 0,6 ГПа и увеличивающимся содержанием в покрытии пластичного никеля.

Для покрытия Ti-Cr-N и Ti-Cr-Ni-N характерно отсутствие заметно меняющейся амплитуды акустической эмиссии (АЭ), которые представлен на рисунке 1. Согласно полученным изображениям следа от индентора, царапание происходит путем срезания поверхностных неровностей. В зоне воздействия индентора в плоть до нагрузок 75,5 Н и 75 Н для покрытий Ti-Cr-N и Ti-Cr-Ni-N трещины не образуются, что связано с высоким уровнем сжимающих напряжений, реализующихся в них. После достижения данных нагрузок происходит частичное истирание покрытий, при этом полного их разрушения не происходит вплоть до нагрузки 100 Н.

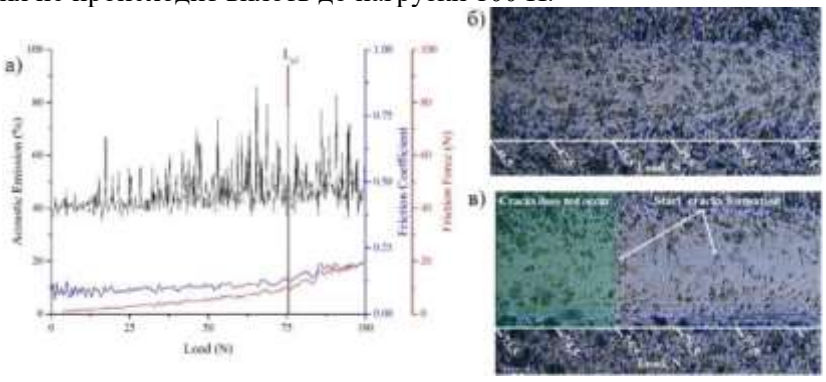


Рисунок 1 – Зависимость акустической эмиссии, коэффициента трения и силы трения от нагрузки при измерительном царапании покрытий системы Ti-Cr-N (а); и изображения формирующейся царапины при нагрузках 46,5-51,5 Н (б) и 73,5-78,5 Н (в)

Покрытие Ti-Cr-Ni-Mo-N характеризуется иным поведением при царапании, чем предыдущие два. Начальная стадия его разрушения сходна с рассмотренными выше и связана с прерывистым касанием индентора неровностей поверхности и их срезанием, что отмечается повышенным уровнем АЕ. При нагрузке 25,5 Н на дне формирующейся царапины появляются первые поперечные трещины, наблюдаемые визуально. Покрытия данного состава, как и предыдущие образцы, разрушаются по когезионному механизму вплоть до нагрузки порядка 78 Н, когда происходит его частичное истирание. Данные особенности поведения определяются, в первую очередь, отсутствием сжимающих макронапряжений в покрытиях третий серии, а также реализации в их структуре многослойного строения. Это архитектурная особенность не дает возможности образующимся при нагружении трещинам расти вглубь покрытия. Разрушение покрытия происходит через деламинирование отдельных слоев с отделением от него малых фрагментов.

С учетом полученных результатов можно утверждать, что покрытия всех трех серий характеризуются высокой адгезионной прочностью с субстратом и разрушаются по когезионному механизму. Исследование высокотемпературных трибологических свойств покрытий показало, что для первых двух серий характерно примерно одинаковое значение износа, которое составляет $1{,}9 \cdot 10^{-15}$ и $2{,}2 \cdot 10^{-15}$ $м^2/Н$ соответственно. Износ покрытия Ti-Cr-Ni-Mo-N практически в пять раз меньше. При этом значения μ покрытий равны 0,6; 0,56 и 0,45 соответственно. Значительное снижение μ для покрытия Ti-Cr-Ni-Mo-N связано с присутствием в его составе молибдена, который, окисляясь, образует фазы с низкой сдвиговой прочностью. Сопоставление характеристик твердости, износа и коэффициентов трения для покрытий трех серий свидетельствует о превалирующей роли последних в изнашивании покрытий в реализуемых условиях трения.

Работа выполнена при поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере в рамках программы «УМНИК».

****

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ОКСИДНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ МОЛИБДЕНА

Шкоропадо М.С., Орловская С.Г., Каримова Ф.Ф.

Украина, Одесский национальный университет им. И. И. Мечникова, shkoropado@onu.edu.ua

THE STUDY OF THE KINETICS OF OXIDE LAYER FORMATION ON MOLYBDENUM SURFACE

Shkoropado M.S., Orlovskaya S.G., Karimova F.F.

The kinetics of oxide layer growth on the molybdenum wire surface is studied under normal conditions. The temperature of oxide growth intensifications found. The oxide crystals growth rate normal to the surface and that in parallel direction are determined.

На сегодняшний день интерес к переходным металлам неуклонно растет, среди них особое место занимает вольфрам и молибден. Указанные металлы и их оксиды, обладают уникальными физико-химических свойствами. Известно, что оксиды молибдена может быть использовал в газовых сенсоров для определения вредных газов (H_2S, NH_3), а свойства фото- и электрохромизма делает его перспективными для применения в технологиях изготовления энергоэкономных стекол для окон.

В работе изучается условия и кинетика образования оксида молибдена, на поверхности молибденового проводника в воздухе при атмосферном давлении. Объектами исследования служили молибденовые проводники диаметром 200 мкм и длиной 0,1 м. Для проведения данного эксперимента был создан специальный стенд, описание приводится в [1].

В результате проведенных экспериментов было установлено, что при достижении температуры большей 800 К на поверхности проводника наблюдается образование отдельных пластинчатых кристаллов. При дальнейшем увеличении температуры происходит изменение геометрической формы образований, они увеличивают свои геометрические размеры, наблюдается интенсивное

окисление проводника (T = 900 K). С увеличением времени окисления количество пластин и кристаллов на поверхности проводника увеличивается. В высокотемпературной области (T = 1100 K) начинает происходить интенсивное испарение оксида с поверхности проводника. Рентгеноструктурный анализ показал, что это триоксид молибедна MoO_3. Изучение отдельных кристаллов в температурном интервале 800 - 1100 K, позволило определить изменение их геометрических размеров с течением времени, на рисунке 1 a) и b) представлены результаты для двух из них.

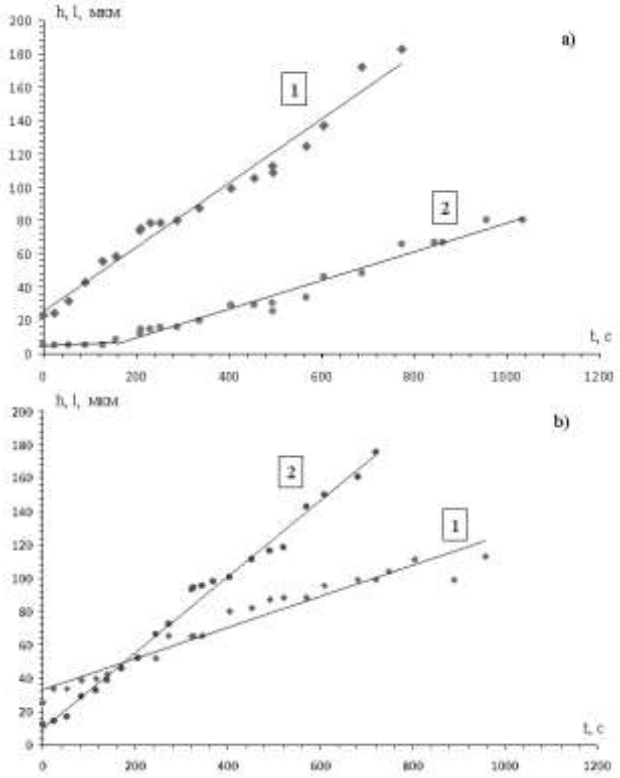


Рис.1. Зависимость изменения высоты (h) и ширины (l) кристалла с течением времени. 1 – изменение кристалла в высоту (h); 2 – изменение кристалла в ширину (l);

Исходя из полученных графиков, определена скорость роста оксида молибдена на поверхности молибденового проводника, которая для поперечного размера (h) составляет 0.09 – 0.19 мкм/с, а для продольного размера (l) составляет 0.08 – 0.22 мкм/с. Видно, что рост оксида носит линейный характер, при этом скорости роста как в продольном, так и в поперечном направлении близки между собой.

Таким образом, был определен температурный интервал в котором происходит рост оксидного слоя на поверхности молибденового проводника, изучена кинетика роста оксидного слоя и определена его скорость роста. Полученные данные дают возможность не только контролировать рост оксидного слоя на поверхности проводника, но и дают возможность, получать оксидный слой заданной толщины.

Литература

[1] M. S. Shkoropado, S. G. Orlovskaya, Yu. A. Shevchenko Studying the kinetics and mechanism of crystal growth on tungsten wires in normal conditions// Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2017, Vol. 55, Issue 11–12, – P. 739–744.

****

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ TINITA + CBN-CO-NIAL-Y С ОЦЕНКОЙ ИХ СВОЙСТВ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

Россия, Кубанский государственный технологический университет, ruspiter5@mail.ru

FORMATION OF COMPOSITE SURFACE LAYERS TINITA + CBN-CO-NIAL-Y WITH ESTIMATION OF THEIR PROPERTIES

Rusinov P.O., Blednova Zh.M.

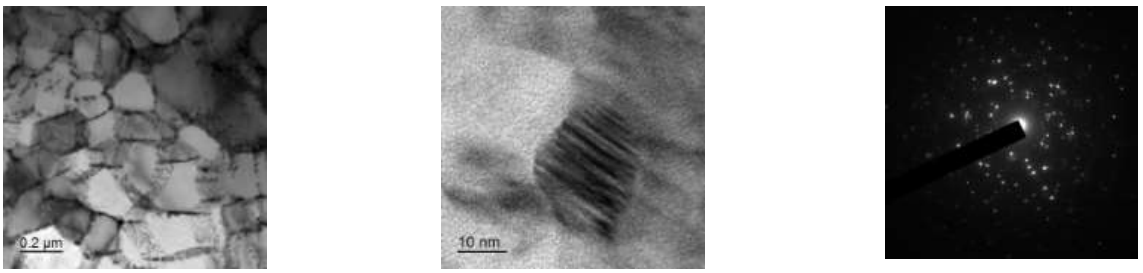
Abstract. We developed formation technology of composition "steel - material with shape memory effect - high-temperature ceramic wear layer" by means of high-velocity oxygen-fuel spraying in the protective environment of mechanically activated powders TiNiTa and cBN-Co-NiAl-Y. We determined optimal processing parameters. We revealed regularities in the formation of nano-sized state composition on the basis of the complex X-ray diffraction and electron microscopy studies. We carried out tests om steel 1045 with a surface-modified layer TiNiTa + cBN-Co-NiAl-Y in high-cycle fatigue, which confirmed the increase in endurance limit.

В связи с расширением технологических возможностей производства в последние годы в качестве нового резерва повышения функциональной надежности изделий все чаще рассматриваются многокомпонентные и многослойные структуры, в т.ч. слоистые покрытия. Известно, что широким спектром функциональных возможностей обладают интеллектуальные материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ). Их использование при формировании слоистых композиционных поверхностных слоев может быть весьма продуктивным, что обеспечит комплекс широко востребованных свойств: сверхупругость или сверхэластичность, износо- и коррозионностойкость, повышенная демпфирующая способность, долговечность, трещиностойкость, адаптивность [1, 2].

Цель исследования - разработка композиционных поверхностных слоев на стальных изделиях машиностроительного назначения для работы в условиях сложного циклического нагружения с повышенным комплексом эксплуатационных свойств.

Формирование композитных поверхностных слоев производилось путем высокоскоростного газопламенного напыления механоактивированных порошков на модернизированной установке GLC-720 в вакууме (среда аргона). В качестве основы использовалась: сталь 45. Механическая активация порошков осуществляется в шаровой мельнице АГО-2У. Загрузка и обработка порошков производится в инертной атмосфере (среда аргона), со следующими параметрами: частота вращения барабана 1300 мин$^{-1}$, частота вращения водила 950 мин$^{-1}$, диаметр шаров 6 мм, время работы 15 мин. На втором этапе проводится высокоскоростное газопламенное напыление в защитной атмосфере (среда аргона) механически активированных порошков. В камере при помощи вакуумного насоса создается вакуум, далее этот вакуум заполняется аргоном из металлического баллона. К основным технологическим параметрам высокоскоростного газопламенного напыления относятся: расход пропана 60-85 л/мин, кислорода 120-160 л/мин, расход порошка и транспортирующего газа (аргон), дистанция и угол напыления, скорость перемещения и подача горелки, скорость вращения покрываемой детали. Именно они определяют такие характеристики покрытия как прочность сцепления с подложкой, когезионную прочность, уровень остаточных напряжений, пористость, структуру и толщину напыленного слоя.

Слой TiNiTa имеет толщину 0,9мм и наносился на сталь 1045. Структура слоя достаточно плотная, с размером зерна от 100-200 нм (рис. 1,а). Граница раздела между покрытием и подложкой без видимых дефектов. При прохождении частиц порошка через газопламенную струю, они нагреваются и при ударе о подложку затвердевают в виде деформированных дисков, которые видны на снимках и имеют диаметр 10-20мкм и толщину 0,8-2 мкм.



а) *б)* *в)*

Рис. 1. Наноразмерная структура TiNiTa полученного ВГН: а) – ×120000; твидовый электронно-микроскопический контраст б) – ×150000; микроэлектронограмма слоя TiNiTa – в) Химический состав слоя TiNiTa составлял Ni-42,5%at.Ti-8,5%at.Ta.

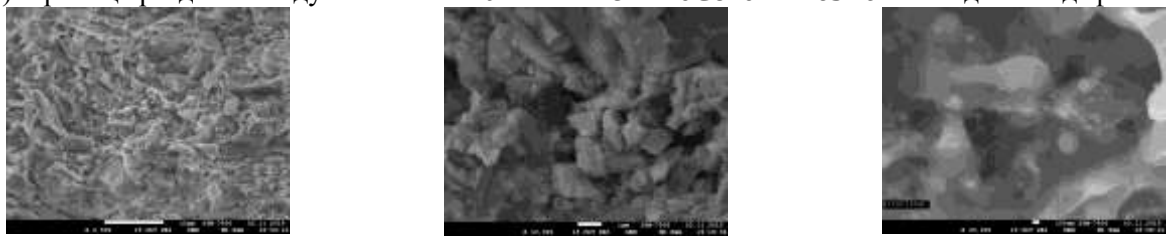
При комнатной температуре основные структурные составляющие поверхностного слоя TiNiTa – мартенситная фаза B19' с моноклинной решеткой, аустенитная B2-фаза с кубической решеткой, β - фазы Ta, а также наблюдается небольшое количество оксида титана (TiO) менее 2%.

Проведенные исследования напыления порошка в исходном состоянии и после механоактивации показали, что предварительная механоактивация порошков позволяет снизить пористость покрытий до 1% и обеспечить прочность сцепления покрытия с основой до 100-120МПа.

Второй слой cBN20Co10NiAl65Y5, который наносился на слой TiNiTa имеет толщину 0,6 мм.

Структура слоя cBN20Co10NiAl65Y5 состоит из фаз: Ni_3Al с кубической решеткой (межплоскостное расстояние 111), BN с кубической решеткой (межплоскостное расстояние 200, 220, 400), BN с орторомбической решеткой (межплоскостное расстояние 212, 720), Co с гексагональной решеткой (межплоскостное расстояние 004), AlNiY с гексагональной решеткой (межплоскостное расстояние 320, 222), Al3NiY с орторомбической решеткой. Рентгенограмма слоя cBN20Co10NiAl65Y5, соответствует дифрактограмме поликристаллического образца, представляющего собой серию пиков на плавной линии фона.

Структура слоя cBN20Co10NiAl65Y5 достаточно плотная, с размером зерна от 150-300 нм (рис. 2,а-в). Граница раздела между слоем TiNiTa и слоем cBN20Co10NiAl65Y5 без видимых дефектов.



а) *б)* *в)*

Рис. 2 Наноразмерная структура cBN20Co10NiAl65Y5 полученного высокоскоростным газопламенным напылением в защитной атмосфере

Как показал эксперимент, для образцов (сталь 45+сплав с ЭПФ + высокотемпературный керамический слой), испытанных на многоцикловую усталость (изгиб с вращением) наблюдается повышение долговечности, а после поверхностного модифицирования композиционных материалов TiNiTa с последующей термомеханической обработкой (отжиг + поверхностное пластическое деформирование) выполнены испытания на многоцикловую усталость при изгибе с вращением, которые показали существенное повышение долговечности. Предел выносливости композитного материала сталь 45 + TiNiTa + cBN-Co-NiAl-Y составил 458 МПа с повышением предела выносливости стали 45 на 66,5%. Микротвердость cBN-Co-NiAl-Y слоя составила 18,3-18,5ГПа.

Заключение. Разработана технология формирования композиции «сталь – материал с ЭПФ – высокотемпературный керамический износостойкий слой», высокоскоростным газопламенным напылением в защитной среде механически активированных порошков TiNiTa и cBN-Co-NiAl-Y. Определены оптимальные параметры обработки, обеспечивающие формирование поверхностного слоя с размером зерен 100-350 нм с микротвердостью H_μ=18,3 ÷18,5 ГПа. На основе комплексных рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований выявлены закономерности формирования наноразмерного состояния композиции.

Испытания стали 1045 с поверхностно-модифицированными слоями TiNiTa + cBN-Co-NiAl-Y в условиях многоцикловой усталости, подтвердили повышение предела выносливости 35,3-52,7%, что

объясняется проявлением ЭПФ в условиях испытания и подтверждается результатами структурного и фазового анализа.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ № МК-5445.2016.8.

Литература

1. Русинов, П.О. Глава 8. Особенности формирования многокомпонентных поверхностных слоев из материалов с ЭПФ в условиях высокоэнергетических воздействий: Коллективная монография / П.О. Русинов, Ж.М Бледнова. // Перспективные материалы и технологии. Витебск. УО-ВГТУ, Т.1. 2015. 398с. ISBN 978-985-481-376-9

2. Rusinov P.O., Blednova Zh.M., Balaev E.U., Dmitrenko D.V. Formation of composite layers TiNiZr-cBN-Co, working in conditions of cyclic loading and reverse friction. Procedia Structural Integrity 2 (2016) pp.1506-1513.

****

СЕКЦИЯ 8: ***ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ (КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК, ГЕТЕРОСТРУКТУР, ФУЛЛЕРЕНОВ, ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР)***

****

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Абросимов Н.А., Новосельцева Н.А.

Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

abrosimov@mech.unn.ru

Композитные материалы находят широкое применение при разработке современных конструкций различного назначения, подвергающихся действию интенсивных импульсных нагрузок, и в частности, взрывозащитных контейнеров, основным несущим элементом которых являются цилиндрические оболочки. При этом одной из ключевых проблем является выбор материала и рациональных параметров конструктивно-силовой компоновки контейнера. Имеющиеся весьма немногочисленные экспериментальные [1, 2] и теоретические исследования [3, 4] свидетельствуют об актуальности изучения предельной деформируемости и разрушении импульсно нагруженных элементов конструкций, выполненных из композиционных материалов.

Настоящая работа посвящена исследованию широких возможностей композитных материалов на основе стекло- и базальтовых волокон в плане получения физико-механических характеристик и выбора структурных параметров композитных материалов с целью их использования при изучении динамической деформируемости и прочности металлопластиковых цилиндрических оболочек, имитирующих наиболее нагруженную центральную зону оболочки силового корпуса взрывостойкого контейнера. Рассматривались как однородные стеклопластиковые и базальтопластиковые оболочки образованные намоткой чередующихся двойных спиральных и кольцевых слоев при соотношении толщин 1:1, так и неоднородные, полученные спиральной перекрестной намоткой однонаправленного стеклопластика или базальтопластика (по схеме армирования однородных оболочек) на стальную цилиндрическую оправку из малоуглеродистой стали. Кинематическая модель деформирования неоднородного многослойного пакета базируется на неклассической теории оболочек, для этого компоненты вектора перемещений аппроксимируются конечными рядами по толщине многослойного пакета [4]. Формулировка геометрических зависимостей базируются на соотношениях простейшего квадратичного варианта нелинейной теории упругости в криволинейных координатах [4]. Связь между тензорами напряжений и деформаций в однородном композитном макрослое устанавливается на основе закона Гука для ортотропного тела в сочетании с теорией эффективных модулей. Определяющие соотношения в изотропном стальном слое оболочки формулируются на основе дифференциальной теории пластичности с линейным упрочнением. Вывод энергетически согласованной системы уравнений движения металлопластиковой цилиндрической оболочки осуществляется на основе принципа возможных перемещений [4]. Полученные уравнения являются достаточно универсальными так как позволяют описывать нелинейные нестационарные процессы деформации, оценивать предельную деформируемость и прочность двухслойных металлопластиковых цилиндрических оболочек геометрические и структурные параметры которых изменяются в широких пределах. Численный метод решения сформулированной задачи основывается на явной вариационно-разностной схеме [4, 5].

Адекватность предлагаемой методики анализа предельной деформируемости и прочности металлопластиковых цилиндрических оболочек рассматривалась на задаче их динамического деформирования под действием импульса давления, имитирующего подрыв в центре оболочки сферического заряда взрывчатого вещества (ВВ). Рассматривались как однородные стеклопластиковые и базальтопластиковые оболочки, так и двухслойные цилиндрические оболочки с внутренним стальным слоем и внешним макрослоем из стеклопластика или базальтопластика. Геометрические и физико-механические характеристики оболочек были равны [2, 6].

На рисунке приведены расчетные и экспериментальные зависимости [2] максимальных окружных деформаций e_{22}^{*} от удельной взрывной нагрузки m_{*} ($m_{*} = m/M_{O}$, где m – масса

заряда, M_O – масса оболочки) для металлопластиковых оболочек, композитные макрослои которых выполнены на основе стекло- и базальтовых волокон.

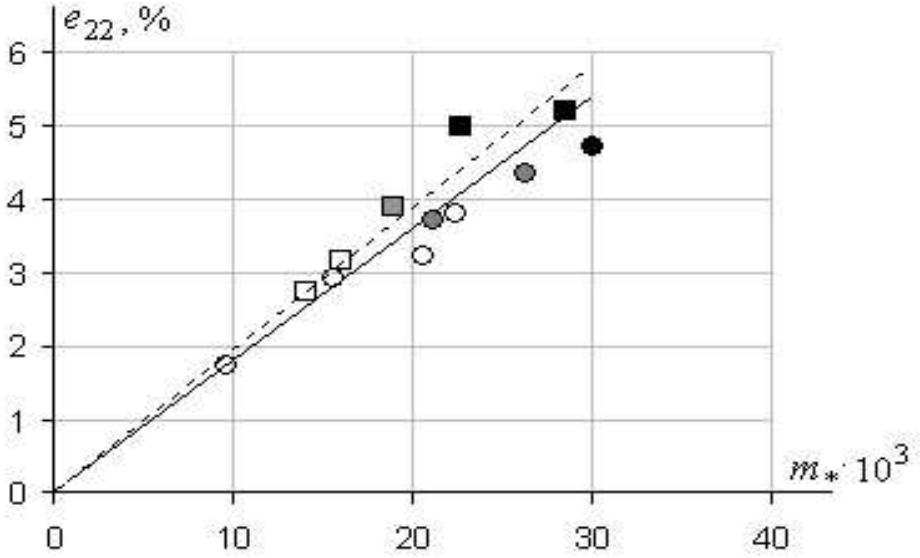


Рисунок – Теоретические и экспериментальные зависимости максимальной окружной деформации металлопластиковых оболочек от удельной взрывной нагрузки: оболочки на основе базальтовых волокон (—), оболочки на основе стекловолокон (– – –), □ – результаты эксперимента для стеклопластиковых оболочек, о – результаты эксперимента для базальтопластиковых оболочек (светлые значки оболочка не разрушена, темные – частично или полностью разрушена).

Видно, что данные зависимости имеют линейный характер, а базальтопластиковые и стеклопластиковые оболочки в условиях динамического нагружения ведут себя линейно упруго вплоть до разрушения. Растущее с увеличением относительной массы заряда расхождение теоретических и экспериментальных результатов связано, по-видимому, как с несовершенством модели разрушения, так и неучетом зависимости прочностных характеристик материала оболочки от скорости деформации. Полученные результаты свидетельствуют о высокой удельной прочности импульсно нагруженных стеклопластиковых и базальтопластиковых оболочек и близости разрушающих деформаций для этих оболочек, что хорошо согласуется с данными экспериментальных испытаний [2].

Разработанный метод компьютерного моделирования динамической прочности неоднородных слоистых элементов конструкций может быть использован при проектировании и оценке предельной несущей способности силовых элементов защитных оболочечных конструкций.

Благодарность. Работа выполнена при финансировании грантами РФФИ (№ 15-08-04268, № 16-08-01124) и гранта РНФ (№16-19-10237) – разработка модели анализа прочности базальтопластиковых оболочек.

Список литературы.

1.Цыпкин, В.И. Деформация и разрушение двухслойных металлопластиковых оболочек при внутреннем импульсном нагружении / В.И. Цыпкин // Механика композитных материалов. 1987. № 5. С. 833-838.

2.В. Н. Русак, А. Г. Федоренко, М. А. Сырунин и др. Предельная деформируемость и прочность базальтопластиковых оболочек при внутреннем взрывном нагружении // Прикладная механика и техническая физика. 2002. Т. 43, № 1. С. 186-195.

3.Лепихин П.П., Ромащенко В.А. Методы и результаты анализа напряженно-деформированного состояния и прочности многослойных толстостенных анизотропных цилиндров при динамическом нагружении (обзор). Сообщение 2. теоретические методы // Проблемы прочности. 2013. № 2. С. 31–45

4.Абросимов Н.А., Баженов В. Г. Нелинейные задачи динамики композитных конструкций. Н.Новгород: Изд-во ННГУ, 2002. 400 с.

5.Абросимов Н.А., Елесин А.В., Лазарев Л.Н., Новосельцева Н.А. // Численный анализ прочности стеклопластиковых цилиндрических оболочек различной структуры при импульсном нагружении. Проблемы прочности и пластичности: Межвуз. сб. /Н. Новгород: Изд-во ННГУ. – 2013. – Вып. 75(4). С. 288-295.

6.Ашкенази Е.К., Ганов Э.В. Анизотропия конструкционных материалов: Справочник. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1980. – 247 с.

****

НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫЕ ВОЛОКНА КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ НАПОЛНИТЕЛЬ ПТФЭ

Аргунова А.Г.

Россия, ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, ag_argunova@mail.ru

Необходимость применения высокотехнологичных материалов в условиях Севера давно обоснована многими авторами. В связи с развитием нанотехнологии активно получают и выпускают все большее число наноматериалов. Применение подобных материалов в триботехнике позволяет получить материалы с новым уровнем эксплуатационных характеристик. В полимерные композиции вводят различные дисперсные наномодификаторы, позволяющие повысить износостойкость материалов до 1000 раз. Однако механизмы действия наномодифицированных волокнистых наполнителей на полимеры изучены мало. В связи с этим целью данной работы было изучение влияния наномодифицированных волокон различной природы на свойства и структуру политетрафторэтилена (ПТФЭ).

Объектами исследования являлись ПТФЭ (ГОСТ 10007-80) и композиты на его основе. В качестве наполнителей использовались: 1) углеродное наномодифицированное волокно «УКН-82 БР»; 2) наноструктурированное волокно оксида алюминия. Модификацию поверхности рубленных волокон УКН проводили каталитическим наращиванием на их поверхности. В результате разложения углеводородов на поверхности частиц происходило образование углеродных нановолокон. Наноструктурированный волокнистый оксид алюминия различного фазового состава (α- и γ-фазы) получен в ИОНХ НАН Беларуси синтетическим путем – термическим окислением солесодержащих продуктов при 800-1200 ºС, представляет из себя волокна, состоящие из зерен оксида алюминия размерами 10-50 нм. Композиты получали по стандартным методикам, смешение с наполнителями проводилось в лопастном смесителе.

Установлено, что введение в ПТФЭ при наполнении ПТФЭ нановолокнами оксида алюминия деформационно-прочностные характеристики композитов остаются на высоком уровне, характерном для ненаполненного ПТФЭ, а в случае с использованием волокон γ-фазы, прочность увеличивается на 10%.

Таблица 1. Деформационно-прочностные и триботехнические характеристики ПТФЭ, модифицированного наноразмерными порошками оксида алюминия

Композиция	σ_p, МПа	ε_p, %	I, мг/ч
ПТФЭ	19-20	300-320	75,0
ПТФЭ+1 % γ-Al_2O_3	21-22	310-320	1,8
ПТФЭ+2 % γ-Al_2O_3	21-22	300-310	0,5
ПТФЭ+5 % γ-Al_2O_3	17-19	270-290	0,4
ПТФЭ+1 % α-Al_2O_3	19-20	270-280	11,0
ПТФЭ+2 % α-Al_2O_3	18-19	250-260	2,1
ПТФЭ+5 % α-Al_2O_3	17-19	250-260	1,0
ПТФЭ+1 % УКН	15-17	150-170	1,0
ПТФЭ+2 % УКН	16-18	180-200	0,3
ПТФЭ+5 % УКН	15-17	120-130	0,1

Примечание. σ_p - прочность при растяжении, МПа; ε_p - относительное удлинение при разрыве, %; I – скорость массового изнашивания

Армирующая способность коротких волокон весьма невысока. Расположение коротких волокон в объеме материала скорее хаотичная. При использовании нановолокон возможность

передачи напряжения от матрицы к наполнителю снижается и его вклад в увеличении прочности композита начинает конкурировать со снижением прочности матрицы из-за возникающей неравномерности напряжений и развития дефектов. Из-за этого прочность такого композитов не увеличивается по сравнению с прочностью матрицы (а в случае использования углеродных наномодифицированных волокон даже несколько снижается)

Однако триботехнические характеристики таких композитов значительно улучшаются. Так, при использовании нановолокон оксида алюминия, скорость массового изнашивания (I) уменьшается в 100-200 раз по сравнению с ПТФЭ, а использование углеродного волокна УКН снижает I в 500-700 раз. Это очевидно связано с пластифицирующей ролью частиц наночастиц в трибологических процессах, облегчающей ориентацию макромолекул ПТФЭ по направлению скольжения.

Таким образом, наномодифицированные волокна являются перспективными для создания антифрикционных композиционных полимерных материалов, отличающихся высокой износостойкостью.

****

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ УПРУГИХ СВОЙСТВ ТРИБОКОМПОЗИТОВ С МИКРОКАПСУЛАМИ, ЗАПОЛНЕННЫМИ ЖИДКОЙ СМАЗКОЙ

Бардушкин В.В. [1], Колесников В.И. [2], Мясников Ф.В. [2], Сычев А.П. [2,3], Яковлев В.Б. [1]

[1]Россия, Национальный исследовательский университет «МИЭТ», e-mail: bardushkin@mail.ru;

[2]Россия, Ростовский государственный университет путей сообщения;

[3]Россия, Южный научный центр РАН

MODELING OF EFFECTIVE ELASTIC PROPERTIES OF TRIBOCOMPOSITES WITH MICROCAPSULES FILLED WITH LIQUID LUBRICANT

[1]Bardushkin V.V., [2]Kolesnikov V.I., [2]Myasnikov F.V., [2,3]Sychev A.P., [1]Yakovlev V.B.

[1]Russia, National Research University of Electronic Technology;

[2]Russia, Rostov State Transport University;

[3]Russia, Southern Scientific Center, Russian Academy of Sciences

Numerical modeling of effective elastic characteristics (Young's modulus and Poisson's ratio) of composites based on phenylone with dispersed inclusions of E-glass and microcapsules, which are glycerin-filled spherical shells made of kapton, are carried out. The influence on the effective elastic properties of tribocomposites of the geometric dimensions of microcapsules and the volumetric concentration of components was investigated.

Антифрикционные композитные покрытия, в состав которых входят наполненные смазочным материалом шарикоподобные микрокапсулы, находят все более широкое применение в триботехнике. Микрокапсулы выделяют смазывающее вещество лишь при наличии нагрузок на поверхностях трения. При этом образуется смазывающая пленка с длительным сроком эксплуатации.

Основой теоретических методов анализа, моделирования и расчета упругих характеристик неоднородных материалов является прогнозирование их эффективных (эксплуатационных) свойств. Эти свойства определяются с помощью тензора четвертого ранга $\mathbf{c}^*$, связывающего средние значения напряжений $\langle \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{r}) \rangle$ и деформаций $\langle \boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{r}) \rangle$ в материале ($\mathbf{r}$ – радиус-вектор случайной точки среды):

$$\langle \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{r}) \rangle = \mathbf{c}^* \langle \boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{r}) \rangle .$$

В работе численное моделирование эффективных упругих свойств композитов основывалось на обобщенном сингулярном приближении теории случайных полей (ОСП) [1], в рамках которого используется только сингулярная составляющая тензора Грина уравнений равновесия, зависящая лишь от дельта-функции Дирака, а также вводится однородное тело сравнения, материальные константы которого входят в окончательное выражение для вычисления тензора $\mathbf{c}^*$:

$$\mathbf{c}^* = \left\langle \mathbf{c}(\mathbf{r})(\mathbf{I} - \mathbf{g}(\mathbf{r})\mathbf{c}''(\mathbf{r}))^{-1} \right\rangle \left\langle (\mathbf{I} - \mathbf{g}(\mathbf{r})\mathbf{c}''(\mathbf{r}))^{-1} \right\rangle^{-1},$$

где $\mathbf{c}(\mathbf{r})$ – тензор модулей упругости; $\mathbf{I}$ – единичный тензор четвертого ранга; двумя штрихами обозначена разность между соответствующими параметрами неоднородной среды и однородного

тела сравнения; тензор $\mathbf{g}(\mathbf{r})$ – интеграл от сингулярной составляющей второй производной тензора Грина уравнений равновесия [1].

Рассматривался композит, матрицей которого служит фенилон марки С2 (модуль Юнга при сжатии $E = 2{,}82$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0{,}21$). Полагалось, что: фенилоновый образец наполнен сферическими микрокапсулами, средний размер которых может варьироваться от 120 до 250 мкм; капсулируемое вещество – глицерин, объемный модуль которого равен 4,4 ГПа; оболочки капсул – ароматический полиимид каптон ($E = 2{,}5$ ГПа, $\nu = 0{,}34$); средняя толщина оболочки может варьироваться от 25 до 50 мкм. С целью упрочнения композита в фенилоновую матрицу вносились дисперсные включения бесщелочного стекла (БЩС) ($E = 76{,}2$ ГПа, $\nu = 0{,}22$).

Модельные вычисления проводились в два этапа. На первом этапе осуществлялся расчет тензора эффективных модулей упругости двухкомпонентного композита, имитирующего заполненные глицерином сферические микрокапсулы каптона. На втором этапе осуществлялся расчет эффективных упругих свойств трехкомпонентного композита, элементами неоднородности которого являлись сферические микрокапсулы (с эффективными модулями упругости, вычисленными на первом этапе), дисперсные включения БЩС и фенилоновая матрица.

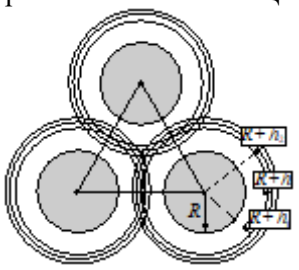


Рис. 1. Введение параметра h/R

Для проведения первого этапа моделирования в работе был введен безразмерный параметр микроструктуры h/R, позволяющий учитывать относительные геометрические размеры включений в оболочке. Для введения h/R рассматривался усредненный элементарный объем в виде трех одинаковых включений глицерина, имеющих форму сфер среднего радиуса R (рис. 1). Полагалось, что отдельное включение находится в центре сферы радиуса $R + h_1$, где величина h_1 такова, что все три сферы касаются друг друга (тогда расстояние между центрами сфер равно $2(R + h_1)$). Поскольку в пространстве между касающимися друг друга сферами образуются пустоты, за характерную толщину h оболочек микрокапсул выбиралась величина, равная $h = 0{,}5(h_1 + h_2)$, где $h_2 = ((2 - \sqrt{3})R + 2h_1)/\sqrt{3}$ (значение h_2 соответствует случаю, когда все три сферы радиуса $R + h_2$ проходят через центр равностороннего треугольника со стороной $2(R + h_1)$). Учитывая указанные геометрические размеры микрокапсул, возможные значения h/R при моделировании изменялись в пределах от 0,2 до 0,85.

Одним из широко применяемых в ОСП подходов для вычисления параметров тела сравнения служит метод самосогласования [1,2]. Данный метод использовался на первом этапе моделирования. Для этого при каждом значении h/R была организована итерационная процедура, в которой в качестве параметров тела сравнения брались значения тензора модулей упругости, полученные на предыдущем шаге итерации. В качестве нулевого приближения для параметров тела сравнения выбирались характеристики, полученные в приближении Фойгта [1,2] (такой подход позволил проводить вычисления для микрокапсул, заполненных жидким глицерином, объемный модуль которого отличен от нуля, а модуль сдвига равен нулю).

На втором этапе численного моделирования эффективных упругих свойств трехкомпонентных трибокомпозитов для вычисления параметров тела сравнения, как и на первом этапе, применялся метод самосогласования. С этой целью вначале фиксировались объемные содержания сферических микрокапсул (при этом для каждого значения концентрации микрокапсул варьировались геометрические размеры «внутреннего» жидкого тела и оболочки с помощью изменения параметра h/R) и включений БЩС. Затем при этих объемных долях включений организовывалась итерационная процедура, в которой для параметров тела сравнения выбирались значения тензора модулей

упругости, полученные на предыдущем шаге итерации. В качестве начальных значений параметров тела сравнения брались упругие характеристики в приближении Хилла, т.е. среднего арифметического значений, полученных в приближениях Ройсса и Фойгта [1,2].

На рис. 2 приведены результаты численных расчетов зависимостей значений модуля Юнга E^* и коэффициента Пуассона ν^* модельных трибокомпозитов от изменения параметра h/R. Значения E^* и ν^* вычислялись через элементы c_{ij}^* $(i, j = 1, ..., 6)$ матрицы тензора $\mathbf{c}^*$ по формулам [1]:

$$E^* = \frac{c_{44}^*(3c_{12}^* + 2c_{44}^*)}{c_{12}^* + c_{44}^*}, \quad \nu^* = \frac{c_{12}^*}{2(c_{12}^* + c_{44}^*)}.$$

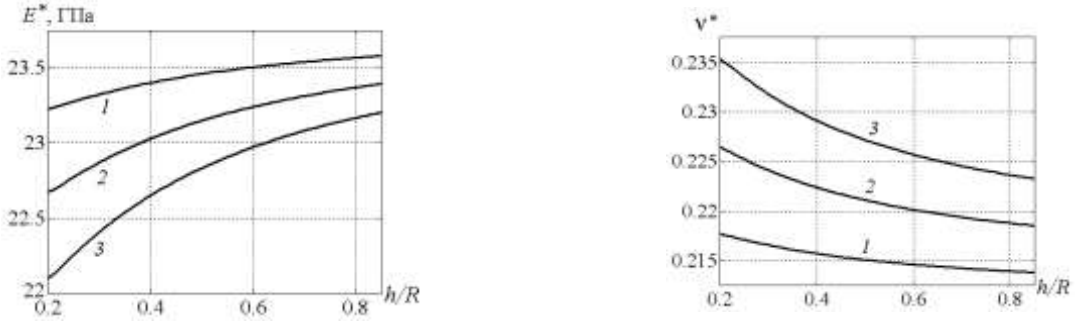


Рис. 2. Зависимости значений E^* и ν^* от изменения h/R трибокомпозитов при объемной доле БЩС, равной 60%, и изменении процентной концентрации микрокапсул (1 – 5%; 2 – 10%; 3 – 15%)

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-08-00262-а.

Литература

1.Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. 399 с.

2.Паньков А.А. Методы самосогласования механики композитов. Пермь: Изд-во ПГТУ, 2008. 253 с.

****

КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ХИМИЧЕСКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ТАС

Беляев И.М.*, Истомин П.В., Истомина Е.И.

*Россия, Институт химии Коми научного центра Уральского отделения РАН, 987ilya@gmail.com**

CERAMICS BASED ON THE CHEMICALLY MODIFIED TANTALUM CARBIDE POWDERS

Belyaev I.M, Istomin P.V., Istomina E.I.

Russia, Institute of Chemistry, Komi Sciense Center of the Ural Branch of the RAS

The influence of the chemical modification of the tantalum carbide powders on the processes of their compaction and sintering was studied. The chemical modification consists in preliminary high-temperature silicidation of the powders in the gas atmosphere of the silicon monoxide. Ceramics based on the chemically modified TaC powders were prepared by hot pressing method.

Карбиды тугоплавких переходных металлов IVB-VB групп характеризуются высокими температурами плавления и, поэтому, представляют интерес в качестве материалов, применяемых в условиях сверхвысоких температур. Тугоплавкость, износостойкость, высокая твёрдость и высокие прочностные характеристики позволяют рассматривать эти карбиды в качестве материалов для применения в экстремальных и жёстких условиях эксплуатации. Получение высокоплотной керамики из порошков карбидов переходных металлов IVB-VB групп достигается за счет их спекания только при очень высоких температурах и давлениях. Применение спекающих добавок (например, $MoSi_2$, Si, SiC, $TaSi_2$), которые обычно вводят в виде порошков, до некоторой степени улучшает процесс спекания. Вместо введения этих спекающих добавок, мы предлагаем химически модифицировать порошки карбидов переходных металлов (в частности TaC) путем их силицирования в газовой атмосфере SiO.

В данной работе нами получены образцы плотной керамики из химически модифицированных порошков карбида тантала. Процесс химической модификации заключается в высокотемпературном силицировании исходных порошков карбида тантала в газовой атмосфере монооксида кремния SiO. Установлено, что силицирование порошков TaC приводит к образованию кремнийсодержащей фазы, состоящей преимущественно из силицидов тантала. Модифицированные порошки с различным содержанием силицидных фаз подвергались спеканию методом горячего прессования при температуре 1700°C и прикладываемом давлении 25 МПа в течение 1 часа. Для полученных образцов керамики проанализирован фазовый состав, микроструктура, динамика спекания и уплотнения в ходе горячего прессования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы УрО РАН (проект № 15-6-3-42) с использованием оборудования Центра Коллективного Пользования (ЦКП) «Химия» Института химии Коми НЦ УрО РАН.

****

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ В КОМПОЗИТЕ С УГЛООБРАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ РАЗДЕЛА МЕЖДУ РАЗНОМОДУЛЬНЫМИ УПРУГИМИ КОМПОНЕНТАМИ

Гумеров К.М.[1], Виноградов Л.В.[2]

[1]НТЦ ООО «НИИ Трубопроводного транспорта», Россия, E-mail: k.m.gumerov@mail.ru

[2]ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, E-mail: ltdvin@yandex.ru

Отличительной чертой гетерогенной системы с ярко выраженной структурной неоднородностью (дисперсионно-упрочнённые и волокнисто-армированные композиты) является наличие чётко обозначенной границы раздела между разнородными компонентами, обладающими, порой, весьма контрастными физико-механическими характеристиками. Поверхность контакта разнородных материалов, по которой осуществляется физико-химическое и механическое взаимодействие между ними, играет особую роль в достижении композитом требуемого комплекса свойств [1]. Это обусловлено тем, что любой многофазный материал представляет собой механический континуум, в интегральные характеристики которого каждая из фаз вносит определенный вклад через реологические взаимодействия на межфазных поверхностях раздела. В зависимости от конфигурации границы раздела в приграничных областях могут возникать опасные зоны с резким повышением концентрации напряжений, вплоть до состояния близкого к сингулярному характеру изменения напряжений у вершины трещины.

В настоящей работе представлены результаты теоретического исследования наряжённого состояния у вершины V-образной границы раздела между двумя разномодульными компонентами. При расчёте была использована плоская модель двухфазного континуума, где плоскости раздела разномодульных компонентов образуют между собой в плане двугранный угол V-образной формы (рис. 1).

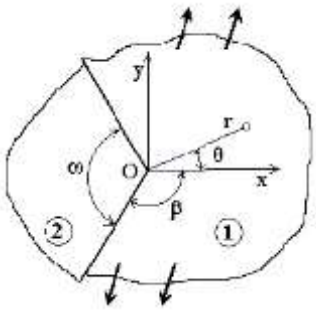


Рис.1 Расчётная модель континуума с V-образной границей раздела между разномодульными компонентами

Данная проблема относится к классу задач с сингулярным характером распределения напряжений [2,3]. При этом напряжения в самой точке, в момент приложения нагрузки, стремятся к бесконечности. Для решения этой задачи был привлечён метод комплексных потенциалов с

применением уравнений Колосова-Мусхелишвили [4]. При таком подходе к решению плоской задачи все смещения и напряжения представляются в виде функций - $\Phi(z)$, $\Psi(z)$ (комплексные потенциалы Колосова-Мусхелишвили) и f(Z) от комплексной переменной Z = X + iY. Решение основных уравнений метода комплексных потенциалов (МКП) даёт описание сложнонапряжённого состояния, представляющего диспозицию двух независимых полей напряжения, одно из которых соответствует сложному (антиплоскому) сдвигу, а другое – плоской деформации или плоскому напряжённому состоянию. Проведённые расчёты показали, что в локальной зоне вблизи вершины угловой границы наряжённое состояние в материале приобретает сингулярный характер развития, где распределение напряжений описывается зависимостью вида $\sigma \approx K/r^{\lambda}$, а параметр особенности - λ зависит от соотношения модулей упругости компонентов E_1/E_2.

Полученные результаты показывают, что на практике следует избегать появления в материале включений грубой формы или армировать композиты частицами с острыми углами на поверхности, чтобы не допускать возникновения полей напряжений сингулярного вида ($\sigma \to \infty$). Поскольку жесткие (с большим модулем упругости) включения грубой формы для композита не менее опасны, чем трещины, желательно использовать наполнители овальной или сферической формы. При этом, мелкозернистые стали более прочные, чем крупнозернистые, а мелкие инородные включения менее опасны, чем крупные.

Литература

1. Меткалф А. Поверхности раздела в металлических композитах /Композиционные материалы том I/ М.: Издательство «Мир», 1978, 438 с.

2.Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. -М.: Наука, 1974. -640 с.

3. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. -М.: Наука, 1985. - 502 с.

4. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. -М.: Наука, 1966. - 707 с.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ДЕФОРМИРУЕМОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ5-1КТ, ПОДВЕРГНУТОГО ВНЕШНЕМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ

Гадалов В.Н., Филатов Е.А., Ворначева И.В., Красных П.А., Макарова И.А., Тураева О.А.

Россия, г. Курск, ФГБОУ ВО «Юго-Западный государственный университет», e-mail: vornairina2008@yandex.ru

V.N. Gadalov, E.A. Filatov, I.V. Vornacheva, P.A. Krasnykh, I.A. Makarova, OA Turaeva

Influence of external factors: temperature, immersion speed, surface condition on the strength, plasticity and reliability characteristics of VT5-1 KT alloy is studied.

Изучено влияние внешних факторов: температура, скорость погружения, состояние поверхности на характеристики прочности, пластичности и надежности сплава ВТ5-1 КТ.

Деформируемые, не упрочняемые термической обработкой α-титановые сплавы, имея среднюю при комнатных и повышенную при криогенных температурах прочность, обладают в последнем случае низкой технологической пластичностью, уровень которой, в свою очередь, зависит не только от внутренних, но и от внешних факторов.

Одним из первых сплавов, применяемым в промышленном масштабе, стал сплав ВТ5 (Ti-5A1), разработанный в ВИАМе в начале 1950-х гг. Этот сплав относится к системе Ti-Al и принадлежит к классу α-сплавов. Сплав ВТ5 обладает более высокими прочностными свойствами по сравнению с титаном, но его технологичность невелика. Сплав деформируется только в горячем состоянии. В настоящее время он применяется в основном для фасонного литья, в этом случае его маркируют как ВТ5Л.

Сплав ВТ5-1, содержащий около 5% A1 и 2,5% Sn, также принадлежит к α-сплавам. Этот сплав обладает значительной прочностью, малочувствителен к надрезу, имеет удовлетворительный предел выносливости, сохраняет значительную жаропрочность до температур, не превышающих 450°С;

хорошо сваривается без охрупчивания шва и околошовной зоны. Сплав термически стабилен, термической обработкой не упрочняется.

Из титановых сплавов его считают наилучшим для изготовления деталей, применяемых при криогенных температурах, вплоть до температуры жидкого водорода. При применении этого сплава для работы при криогенных температурах содержание примесей внедрения должно быть сведено к минимуму, так как они вызывают хладноломкость. Состав сплава с пониженным содержанием примесей внедрения обозначают ВТ15-1кт [1-4].

Исследовался сплав ВТ5-1кт в условиях статического растяжения при скоростях деформации $10^{-1}c^{-1}$ и 10^{2} c^{-1} и температурах +20°С и -196°С с определением механических параметров $\sigma_{0,2}$ и σ_B истинного разрушающего напряжения S_k, δ, ψ, полной работы разрушения A_n и ее составляющих: работы на зарождение $A_З$ и распространение A_p трещины.

Анализ машинных диаграмм, полученных при комнатной температуре, показал, что при испытаниях гладких образцов повышение скорости деформации приводило к росту разрушающего усилия испытательной машины (то есть, к упрочнению материала) при падении примерно на 30 % общих энергетических затрат на разрушение (полной работы разрушения). Изменялось и соотношение составляющих работы разрушения. Если при скорости деформации $10^{-1}c^{-1}$ A_p занимала 30 % от полной работы разрушения, то при скорости 10^{2} c^{-1} более 50 %.

Это нашло свое отражение и на внешнем виде разрушенных образцов, показавших в этом случае сильную локализацию деформации в шейке со слабо выраженным двухчашечным изломом, однако поверхность излома после разрушения с большой скоростью деформации показывает вязкий характер разрушения с более крупными фасетками скола, чем при малой скорости.

Результаты измерений параметров образцов после их разрушения и обработка машинных диаграмм позволили определить основные статические механические характеристики (табл. 1) и параметры, характеризующие конструктивную прочность (табл. 2).

Таблица 1 - Механические свойства гладких цилиндрических образцов при +20°С

Скорость деформации	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	S_k, МПа	δ, %	ψ, %
$10^{-1}c^{-1}$	844	905	1234	17	25
10^{2} c^{-1}	922	1037	1233	17	25

Таблица 2 Параметры конструктивной прочности сплава ВТ5-1 кт при +20°С

Скорость деформации	$A_з$, %	A_p, %	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$
$10^{-1}c^{-1}$	70	30	1,07	0,93
10^{2} c^{-1}	46	54	1,12	0,89

Из приведенных в таблицах 1 и 2 данных видно, что при комнатных температурах увеличение скорости деформации образцов не влияло на величины S_k, δ, ψ, но приводило к некоторому росту (примерно на 10 %) прочностных характеристик $\sigma_{0,2}$ и σ_B. Материал показал достаточный уровень надежности ($\sigma_{0,2}/\sigma_B$ >>70 %) и проявил себя как циклически разупрочняемый сплав ($\sigma_B/\sigma_{0,2}$<1,2).

Конкретные детали, как правило, имеют особенности поверхности: надрезы, выточки, острые переходы и т.п. Уже сам вид машинных диаграмм испытанных образцов говорит об изменении характера развития, деформации и разрушения образцов гладких и оразцов, имеющих конструктивные надрезы, для которых отсутствие участков деформационного упрочнения вплоть до момента разрушения свидетельствует о высокой чувствительности сплава к надрезу.

В отличие от испытаний при +20°С рост скорости деформации при криогенных температурах практически не влиял на прочностные характеристики образцов без надрезов при некотором повышении параметров пластичности (табл. 3).

Таблица 3 - Механические свойства сплава ВТ5 - 1кт при -196°С

Скорость деформации	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	S_k, МПа	δ, %	ψ, %
$10^{-1}c^{-1}$	1270	1380	1520	12	9
10^{2} c^{-1}	1268	1384	1523	14	11

Причиной последнего может служить диссипативный нагрев деформируемого объема из-за рассеивания энергии дислокациями в полосах скольжения, что при малом времени действия нагрузки не дает возможность теплу релаксировать. В то же время при малых скоростях деформации объем успевает охлаждаться за счет теплопередачи в зажимы машины. В более явной форме это заметно при анализе оценок работы разрушения (табл. 4). При скоростях деформации 10^{2} c^{-1} доля работы на распространение трещины (A_p) составляла 43 % от общей работы разрушения, в то время как при

деформации со скоростью $10^{-1}c^{-1}$ разрушение шло по хрупкому механизму, и полная работа на разрушение фактически состояла только из работы на зарождение трещин ($A_з$), которые, как показали фотографические исследования, были многочисленны и появлялись во многих участках, при изломе с одной активной трещиной на поверхности образца, разрушенного при скорости деформации 10^2 c^{-1}.

Неизменность параметров $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (табл. 4) при изменении скорости деформации говорит о стабильности свойств, а их значения свидетельствуют о достаточно высокой надежности сплава ($\sigma_{0,2}/\sigma_B$=0,9), являющегося циклически разупрочняемым ($\sigma_B/\sigma_{0,2}$<1,2), что гарантирует отсутствие опасности его охрупчивания при действии знакопеременных нагрузок, как при криогенных, пак и при комнатных (см. табл. 2) температурах.

Таблица 4 - Параметры конструктивной прочности сплава ВТ5 - 1кт при температуре испытания -196° С

Скорость деформации	$A_з$, %	$A_р$, %	σ_B/ С	$\sigma_{0,2}$/ σ_B
$10^{-1}c^{-1}$	100	0	1,09	0,92
10^2 c^{-1}	57	43	1,09	0,92

Наличие острого кольцевого надреза на образцах приводило к повышению предела прочности на (300-400) МПа, по сравнению с образцами без надреза вне зависимости от скорости деформации, но увеличение скорости деформации практически в два раза снижало работу разрушения, которая в обоих случаях не содержала составляющую $A_р$.

Макрокартина разрушения этих образцов идентична, однако если при -196°С поверхности изломов мало отличались друг от друга, то при +20°С увеличение скорости делало излом более вязким. Из проведенных экспериментов следует, что изменение скорости деформации в выбранном интервале незначительно влияет на простые механические свойства, такие, как σ_B, σ_B, δ, ψ, однако заметно меняет соотношение между составляющими работы разрушения, увеличивая долю работы на распространение трещины. Снижение температуры испытаний до криогенной повышает прочностные и снижает пластические характеристики. Но с ростом скорости деформации это влияние уменьшается. Сплав показал высокую чувствительность к внешним концентраторам напряжений, которые переводили его в хрупкое состояние, ликвидируя составляющую работы на распространение трещины, причем хрупкость возрастала с увеличением скорости деформации, но увеличением скорости деформации в отсутствии надрезов можно несколько повысить его технологическую пластичность.

Тем не менее как при комнатных, так и при криогенных температурах сплав ВТ5 - 1кт ведет себя как циклически разупрочняемый материал, обладающий достаточно высокой надежностью и стабильностью свойств.

На основании этого можно сделать заключение, что такие внешние факторы, как температура, скорость нагружения, состояние поверхности, действуя совместно, неоднозначно влияют на характеристики прочности, пластичности и надежности сплава ВТ5-1кт. Поэтому прогноз надежной и долговечной работы изделий из сплава ВТ5 - 1кт может быть достоверным только с учетом соответствия условий испытаний реальным условиям работы детали.

Список литературы

1.Колачев Б.А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике / Б.А. Колачев, Ю.С. Елисеев, А.Г. Братухин [и др.] // М.: Изд-во МАИ, 2001. – 412с.

2.Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов // 4-изд. – М.: МИСИС, 2005. – 432с.

3.Хорев М.А. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития / М.А. Хорев, А.И. Хорев // Материаловедение. 2005. №7. С. 25-34.

4.Хорев А.И. Теория и практика создания современных комплексно-легированных титановых сплавов для авиакосмической и ракетной техники // Ti-2008 в СНГ. – М., 2008. – С337-351.

****

НЕКОТОРЫЕ СВЕДЕНИЯ ПО ИЗГОТОВЛЕНИЮ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК СПОСОБОМ ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ (ЛВМ) ИЗ ДЕФОРМИРУЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭИ598

Гадалов В.Н., Макарова И.А., Филатов Е.А., Ворначева И.В., Рощупкин В.М.

Россия, г. Курск, ФГБОУ ВО «Юго-Западный государственный университет», e-mail: vornairina2008@yandex.ru

V.N. Gadalov, I.A. Makarova, E.A. Filatov, I.V. Vornacheva, V.M. Roshchupkin

The possibility of obtaining castings of high quality from the heat-resistant alloy KhN70MVTYUB (EI598) by the method of LVM with strictly observed technology has been investigated.

Исследована возможность получения отливок высокого качества из жаропрочного сплава ХН70МВТЮБ (ЭИ598) способом ЛВМ при строго соблюдаемой технологии.

В современных турбинах дизельных и реактивных двигателях широко используют детали, изготовленные из жаропрочных литейных сплавов на основе никеля. В качестве легурующих элементов для придания сплавам длительной прочности вводят Ti, Mo, W, Nb, C, B, Ba, Ce, Ca, Al, Zr. [1-4].

Целью данной работы явилось исследование возможности изготовления детали «Седло выпускного клапана», используемого в дизельных двигателях из сплава ХН70МВТЮБ (ЭИ598) [1] способом ЛВМ. Сплав является жаропрочным, относится к деформируемым и не обладает необходимыми литейно-технологическими свойствами. Однако замена его на известные жаропрочные литейные сплавы типа ЖС в данном случае не допускается.

Седла клапана обычно изготавливаются механообработкой из прутковых заготовок. расчеты показали, что экономически выгодно делать отливки методом ЛВМ, что позволяет использовать минимальную механическую обработку.

Технические требования, предъявляемые к данной отливке: размер зерен не должен превышать 2 мм, твердость после термообработки (269…341)НВ; внутренние дефекты размером более 0,5мкм не допускаются; трещины должны отсутствовать; не допускается наличие пор на поверхности фаски, на остальных поверхностях допускаются поры размером не более 0,3мкм в количестве не превышающем 3шт при расстоянии между ними не менее 10мм. Длительная прочность под нагрузкой 275МПа при температуре 800°С должна быть не менее 50 часов.

Отливки подвергаются рентгенографическому и капиллярному контролю, металлографическому исследованию и механическим испытаниям.

Химический состав сплава по ГОСТ 5632 – 72% (по массе): (16…19)Cr; (4…6)Mo; (2…3,5)W; (0,5…1,3)Nb; (1,9…2,8)Ti; (1,0…1,7)Al; <5 Fe; <0,5Mg; <0,6 Si; < 0,12C; <0,001 B; <0,002Ce; <0,001S; < 0,015P; остальное – Ni.

Модели отливки и модельный блок изготавливали из выплавляемой модельной массы ЗГВ-103. Условия запрессовки массы в пресс-формы на гидравлическом прессе: температура массы 65°С, давление – 0,6МПа.

При изготовлении керамической оболочки применялась огнеупорная суспензия на основе ЭТС-40, этилового спирта и наполнителя. В качестве наполнителя для первых четырех слоев использовали электрокорунд М40, для последующих слоев – молотый пылевидный кварц. В качестве обсыпки использовали электрокорунд фракций 12А, 40А и 63А. Число слоев 12, сушка – воздушно-аммиачная.

Модельный блок представляет собой центральный стояк, к которому ярусами крепятся отливки. Расстояние от уровня расплава в литниковой воронке до верхней части отливок верхнего яруса, обеспечивающее необходимый металлостатический напор Н=14. расстояния между отдельными отливками и между ярусами должны быть не менее 50 мм, чтобы исключить теплообменное взаимодействие ближайших отливок.

Керамическая оболочка прокаливалась предварительно в течение 4 ч с постепенным повышением температуры от 300°С до 500°С и окончательно, после формовки в сыпучий опорный наполнитель, в течение 16 ч; нагрев от 400 до 950°С. Заливка форм производится при температуре 1530°С. Выплавка сплава осуществлялась в вакуумной индукционной печи ИСВ-0,16.

В процессе отработки технологии изготовления отливок было установлено.

1. Химический состав заметно влияет на механические свойства отливок. При исследовании влияния легирующих добавок на размер зерна было установлено, что при увеличении содержания бора и церия до верхнего предела размер зерна уменьшается до размера менее 2 мм. Также было установлено, что содержание ниобия заметно влияет на твердость отливки после термообработки. Содержание ниобия выше 1% обеспечивает твердость на уровне (300…330)НВ, при содержании 0,8% твердость падает до (150…160)НВ.

2. Термообработка способствует снижению ликвации и выделению карбидов преимущественно по границам зерен. Неоднородность зерновой структуры сохранялась, размер зерен в сечениях, удаленных от стояка, был больше 2 мм, что не удовлетворяет требованиям на отливку. Режим термообработки: закалка с 1200°С, выдержка 5 ч, охлаждение на воздухе, повторный нагрев под закалку до 1070°С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе, старение при 800°С, в течение 16 ч, охлаждение на воздухе.

3. Высокотемпературная газостатическая обработка (ВГО) отливок в газостате позволяет устранить несплошности в теле отливки, однако улучшения микроструктуры не наблюдалось. Режим ВГО: рабочая температура 1200°С, рабочее давление 130 МПа, выдержка 5 ч.

Были проведены следующие изменения: 1) расстояние между блоками было увеличено до 60 мм; 2) отливки в блоках были наклонены на угол 20±3° с целью ускорения заполнения расплавом и некоторого увеличения металлостатического напора.

Металлографические исследования отливок, полученных по измененной технологии, показали, что зерновая структура более однородная, чем в первом случае, размер зерен по всем сечениям менее 2 мм, пористость отсутствует, имевшиеся в отливке раковины даже размером (5…10)мм металлофафическим методом практически не обнаруживаются.

Результаты проведенного исследования и их апробация в производственных условиях доказали возможность изготовления отливок высокого качества из жаропрочного сплава ХИ70МВТЮБ способом ЛВМ при строго соблюдаемой технологии. Газостатическая обработка является альтернативным способом, способствующим получению отливок из данного сплава с более высоким качеством.

Список литературы

1. Масленков, СБ. Стали и сплавы для высоких температур [Текст]: справ: в 2 кн. Кн. 2 / СБ. Масленков, Е.А. Масленкова. М.: Металлургия, 1991. 832 с.

2. Мальцев, М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов [Текст]/ М.В. Мальцев. 2-е изд. М.: Металлургия, 1970.364 с.

3. Гадалов В.Н. Металлография металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами. Жаропрочные сплавы на никелевой основе: Монография. – М.: ИНФРА-М. 2011. – 468с. – (Научная мысль).

4. Гадалов В.Н. Электроискровое легирование поверхности сплавов на основе никеля и титана / В.Н. Гадалов, С.Г. Емельянов, Н.М. Игнатенко, И.В. Ворначева, В.И.Савельев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2016.- № 1 (18). - С. 9-20.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК СТАКАНОВ-КОЛЛЕКТОРОВ

Гвоздев А.Е., Провоторов Д.А., Андронова К.А.

Гвоздев А.Е., д-р техн. наук, профессор каф. технологии и сервиса, ТГПУ им. Л.Н. Толстого, Россия, г. Тула, (e-mail: technology@tspu.tula.ru)

Провоторов Д.А., канд. техн. наук, ведущий инженер ООО НПП «Вулкан-ТМ», инженер каф. ТСППиУП, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, г. Тула, (e-mail: prodmyt@rambler.ru)

Андронова К.А., магистрантка каф. ТСППиУП, ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, г. Тула, (e-mail: apir-konf@rambler.ru)

Gvozdev A.E., Provotorov D.A., Andronova K.A.

The article includes the research of mechanical and plastic properties of metal covers in the nozzle of sliding gates under high temperature.

При эксплуатации стаканов-коллекторов сталеразливочных затворов в процессе разливки металла, в зависимости от времени разливки, происходит нагрев металлических оболочек (обечаек) от комнатной температуры до температуры 500…900 ºС. В этой связи необходимо знать механические и пластические свойства металлических оболочек стаканов-коллекторов в зависимости от температуры нагрева. Так как оболочки имеют сварной шов, то немалый интерес представляет изучение поведение шва в процессе эксплуатации. От качества шва конической части тонкостенного полуфабриката напрямую зависят дальнейшие формоизменяющие операции, а также окончательная стойкость и надёжность кассетной огнеупорной воронки для высокопроизводительных устройств непрерывной разливки металла.

Технология получения сварных тонкостенных оболочек для огнеупоров кассетного типа строится на базе конической сварной заготовки из тонколистового металла, которая имеет продольный сварной шов по оси детали. Заготовка в процессе формовочной операции в штампе приобретает окончательную геометрию профиля ступенчато-конической оболочки. Основной металл и сварной шов тонкостенной заготовки в процессе штамповки претерпевают значительные деформации растяжения, сжатия, изгибов.

Жесткие условия работы оболочки накладывают определённые требования к выбору марки основного металла. От правильного выбора металла для сварных конструкций в значительной степени зависит эксплуатационная надежность и работоспособность изделия. Опыт успешного применения в различных отраслях промышленности тонколистового стального проката в оболочковых сварных конструкциях показал преимущество использования пластичных хорошо свариваемых низкоуглеродистых сталей ГОСТ 380-94, ГОСТ 1050-88. По результатам технологических и эксплуатационных испытаний для изготовления тонкостенных конических оболочек огнеупоров кассетного типа основным материалом принята сталь 08кп ГОСТ 1050-88.

Для определения механических свойств из металлической оболочки стаканов-коллекторов вырезались кольца в окружном направлении, из которых изготавливались образцы, как в местах сварного стыка, так и при его отсутствии. Сравнение результатов испытания обычного и сварного образца позволило определить влияние сварного шва на механические и пластические свойства материала оболочки. Испытания на растяжение при различных температурах нагрева 20ºС, 500ºС, 700ºС и 900ºС проводились на испытательном комплексе, на базе испытательной машины фирмы INSTRON с записью диаграмм «нагрузка-перемещение».

По результатам испытаний определялись механические и пластические свойства металла на основе ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 9651—84. Результаты испытаний приведены в таблице 1.

Результаты испытаний позволяют определить, что пластические свойства материала оболочки имеют минимальное значение при температуре нагрева 500 ºС, тогда как наименьший предел прочности металла наблюдается при температуре 900 ºС. Из результатов испытания следует, что при комнатной температуре и температуре 500 ºС прочностные свойства образцов со сварным швом и без него практически одинаковые и происходит разрушение материала, а не сварного шва.

Сварка конической обечайки производилась ручной дуговой сваркой в защитном газе по ГОСТ 14771-76. Для определения качества сварного шва конической обечайки в соответствии с ГОСТ 6996-66 из конической обечайки вырезались пропорциональные образцы для испытания на растяжение.

Таблица 1.

Механические и пластические свойства при испытании образцов из стали 08кп, вырезанных из металлических оболочек, при различных температурах

Температура испытаний, °С	Предел текучести, МПа		Предел прочности, МПа		Относительное удлинение, %	
	Без сварного шва	Сварной шов	Без сварного шва	Сварной шов	Без сварного шва	Сварной шов
20	140…150	148…159	333…355	333…355	30…33.3	15…33
500	56.6	60.7	90	110	35	3.33
700	48	31.6	56.6	31.6	85	42.5
900	35.2	23.9	38.1	28.9	6.7	20.7

Испытания на растяжение проводились на испытательном комплексе, на базе испытательной машины фирмы INSTRON с записью диаграмм «нагрузка-перемещение». По результатам испытаний определялась прочность сварного шва.

Результаты испытаний образцов приведены в таблице 2. Фотографии образцов до и после растяжения показаны на рис.

Таблица 2.

Результаты испытаний на растяжение для образцов из стали 08кп

№	Метка образца	Толщина образца,[мм]	Ширина образца,[мм]	Площадь, [мм^2]	L0, [мм]	Lk, [мм]	Максимум нагрузки, [N]	Напряжение при растяжении, Предел прочности [MPa]	Относительное удлинение, (%)
1	обр. 2	1,20	9,90	11,88	20,0	30,2	3 768	310,03	51,00
2	обр. 3	1,20	9,99	11,99	20,0	30,3	3 806	317,50	51,50
3	обр. 4	1,20	10,14	12,17	20,0	30,4	3 875	318,42	52,25



а *б* *в*

а - до растяжения; б - после растяжения до момента образования шейки;

в - после растяжения до разрушения

Из результатов испытаний следует, что прочность сварного соединения выше, чем прочность основного металла (распределение деформаций в поперечном сечении образца); используемая для изготовления конической обечайки сталь обладает приемлемыми пластическим свойствами, а прочность сварного соединения выше, чем прочность основного металла.

****

ВЛИЯНИЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУИ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Гульбин В.Н. [1], Бойков А.А. [2]

[1] Россия, АО «Инженерно-маркетинговый центр Концерна «Вега», vngulbin@mail.ru,
[2]Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Твердофазная деформационная обработка материалов, включая обработку порошков в мельницах (механоактивационная, механохимическая обработка) получила к настоящему времени широкое распространение. Для формирования полимерных композитов часто применяется предварительная механоактивационная обработка исходных материалов – матричного полимера и неорганических наполнителей. При этом обеспечивается повышение адгезии наполнителя к матрице [1]. Кроме того, механоактивационная обработка может сопровождаться уменьшением размера и изменением формы частиц полимера и приводить к разрыву полимерных цепочек, к трансформации кристаллической и аморфной структур полимера и формированию ориентированных аморфных областей [2].

В настоящей работе исследовали влияние режимов твердофазной деформационной обработки на структуру, физико-механические и радио- и радиационно-защитные свойства полимерных нанокомпозитов составов: СВМПЭ + W + B_4C + C; СВМПЭ + W + BN + C; СВМПЭ + W_2B_5 + C.

В результате твердофазной деформационной обработки и механического смешения компонентов нанокомпозитов в ножевой мельнице происходит измельчение частиц наполнителей и матричного материала - СВМПЭ, при этом форма частиц полимера не меняется, а при обработке происходит нанесение равномерного покрытия из наночастиц вольфрама W и технического углерода С на поверхность порошка СВМПЭ. Вольфрам хорошо виден в сканирующем электронном микроскопе в режиме обратного рассеяния электронов. В результате обработки в шаровой планетарной мельнице происходит изменение морфологии частиц СВМПЭ. Исходные сферические частицы приобретают пластинчатую форму, средний размер которых достигает 500 мкм. Под воздействием ударно-сдвиговой деформации наполнитель проникает в полимерные частицы и располагается на их поверхности.

Результаты исследования полученных порошков методом ИК-Фурье спектроскопии показывают, что в результате обработки в ножевой мельнице частицы неорганического наполнителя полностью покрывают поверхность сферических частиц полимера, поэтому на спектре присутствует широкое гало, в отличие от порошка, обработанного в шаровой планетарной мельнице. На ИК-спектре отсутствуют пики, характерные для СВМПЭ, такие, как дуплет 2914 $см^{-1}$ и 2847 $см^{-1}$, соответствующий симметричным и ассиметричным колебаниям связи С-Н, дуплет, отвечающий за деформационные колебания С-Н при 1471 $см^{-1}$ и 1462 $см^{-1}$ и полосы кристалличности при 729 $см^{-1}$ и 717 $см^{-1}$.

Сравнение теплофизических характеристик нанокомпозитов, полученных в различных мельницах, проводили методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Полученные образцы объемных полимерных нанокомпозитов подвергали физико-механическим испытаниям на растяжение. На диаграмме растяжения видно, что деформация для нанокомпозита, полученного обработкой в ножевой мельнице, имеет хрупкий характер, что связано с его неоднородной, пористой структурой. Относительное удлинение при разрыве для этого образца на порядок ниже, чем для образца, полученного обработкой в планетарной мельнице. Кроме того, предел текучести для образца, полученного с помощью ножевой мельницы, заметно ниже, чем для полученного в планетарной.

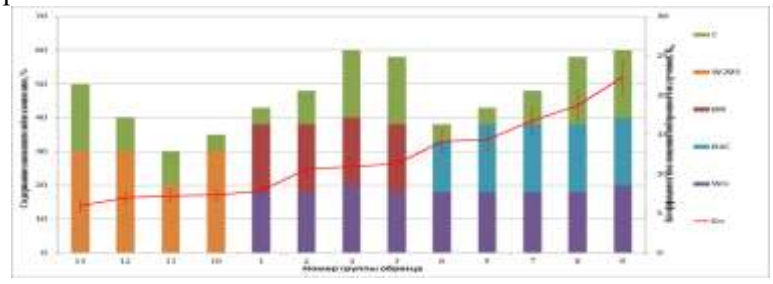


Рисунок 1. Зависимость коэффициента поглощения нейтронного излучения K_n от состава и содержания радиационно-защитных наполнителей в нанокомпозитах.

На рис.1 представлена диаграмма изменения коэффициента поглощения K_n от содержания всех радиационно-поглощающих наполнителей. Из этого рисунка наглядно видно, что с увеличением содержания борсодержащих наполнителей коэффициент поглощения тепловых нейтронов значительно повышается и достигает значения 25. При этом в наибольшей степени поглощение тепловых нейтронов происходит наполнителями из карбида бора или нитрида бора.

На рис.2 представлена диаграмма ослабления электромагнитного излучения (ЭМИ), на которой видно, что увеличение концентрации С до 20% приводит к значительному увеличению радиопоглощающих свойств. Другие наполнители в свою очередь тоже влияют на поглощающие свойства. Так с увеличением пентаборида дивольфрама, коэффициент ослабления ЭМИ снижается, это говорит о том, что из-за своих микронных размеров он перекрывает токопроводящую сеть внутри нанокомпозиционного материала.

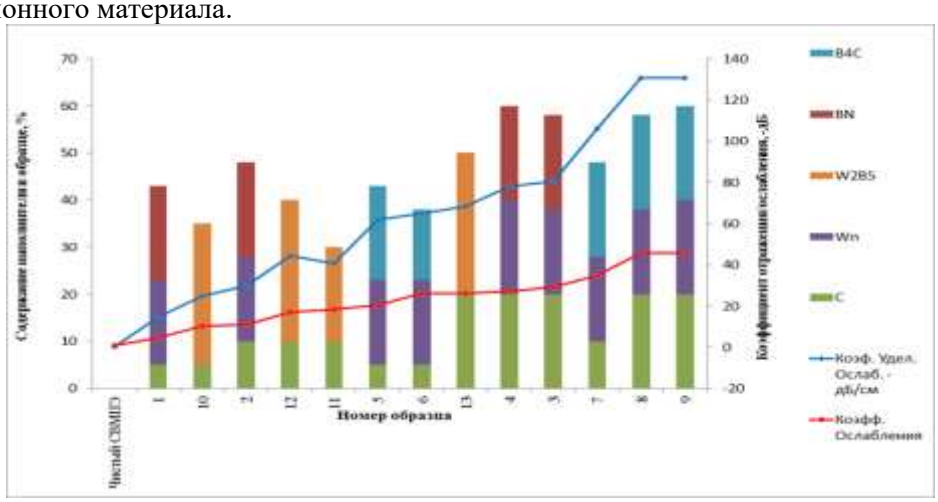


Рисунок 2. Зависимость изменения коэффициента поглощения ЭМИ на частоте 4 ГГц.

Литература

1. Wang G., Chen Y., Wang Q., Structure and properties of poly(ethylene terephthalate)/Na+-montmorillonite nanocomposites prepared by solid state shear milling (S3M) method // J. Polym. Sci.-2008.-V. B46.-N 8.-P. 807-817.

2. Stranz M., Koster U., Katzenberg F., Stress Induced Formation of Metastable Phases in Semi-Crystalline Polymers During Cryogenic Mechanical Milling // J. Metastable and Nanocrystalline Mater.-2005.-V. 24-25.-P. 463–466.

****

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ CU–MO–S

Жарков С.Ю.[1], Сергеев В.П.[1,2], Калашников М.П.[1,2], Сергеев О.В.[1]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, retc@ispms.tsc.ru

[2]Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет, Россия

TRIBOLOGIGAL ELECRICALLY CONDUCTIVE CU–MO–S COATINGS

Zharkov S. Yu., Sergeev V.P., Kalashnikov M.P., Sergeev O.V.

The tribological electrically conductive Cu–Mo–S coatings were deposited on Cu substrate by pulse magnetron sputtering. The Cu-Mo-S coating reduces the wear rate of a copper friction pair by 38 times due to the formation of a transfer film on the counterface, which leads to a change in adhesion wear on the fatigue. The specific electrical resistance of the Cu-Mo-S coating was $(22.8 \pm 3) \cdot 10^{-8}$ Ω · m.

Поиск методов повышения срока эксплуатации вращающихся контактных устройств в автоматических космических аппаратах, работающих в условиях открытого космоса и передающих слабые электромагнитные сигналы при непрерывном вращении, на сегодняшний день является актуальной задачей [1]. В узлах, не допускающих наличие жидкой смазки, широко используются твердосмазочные покрытия, такие как дисульфид молибдена [2]. Этому способствуют такие свойства, как низкий коэффициент трения (аномально низкий в условиях вакуума), достаточно высокая термическая стабильность и хорошая воспроизводимость [2-4]. Однако дисульфид молибдена обладает достаточно высоким удельным сопротивлением, что делает его применение в качестве смазки вращающихся контактных устройств проблематичным. Возможным решением этой задачи представляется осаждение композитных покрытий на основе системы Cu–Mo–S, обладающих низким коэффициентом трения и высокой электропроводностью.

Данная работа посвящена изучению триботехнических свойств электропроводящих покрытий на основе системы Cu–Mo–S, осажденных методом импульсного магнетронного распыления, работающих в трибосистеме «медный образец – медное контртело.

В качестве экспериментальных образцов использовались медные параллелепипеды. Контртела в виде дисков диаметром 40 мм изготавливались из того же материала. Их рабочая поверхность механически шлифовалась и полировалась до величины шероховатости не хуже R_a = 0,63 мкм.

Покрытия на основе системы Cu–Mo–S осаждались в вакуумной установке УВН-05МД «Квант». На магнетрон, оснащенный композиционной мишенью специальной конструкции, подавалось питание от импульсного биполярного источника питания. Толщина осажденных покрытий достигала 60 мкм.

Образцы испытывались на износ в малогабаритной машине трения в атмосфере аргона по схеме «колодка–диск». Образец с покрытием прижимался к контртелу с нагрузкой 0,4 г, скорость относительного скольжения составляла 0,5 м/с.

Изображения морфологии поверхности дорожки трения и рабочей поверхности контртела получены на растровом электронном микроскопе (РЭМ) LEO EVO 50XVP.

Удельное электрическое сопротивление осажденных на стеклянную пластину покрытий измерялось четырехзондовым методом.

Толщина пленки переноса на рабочей поверхности контртела измерялась масс–спектрометром вторичных ионов MS-7201M (МСВИ) в режиме травления пучком ионов аргона.

Триботехнические испытания в атмосфере аргона показали, что износостойкость медной пары с покрытием в 38 раз больше износостойкости медной пары трения без покрытия.

Известно [2-4], что в процессе трения твердосмазочных покрытий на основе дихалькогенидов тугоплавких материалов на поверхность контртела переносится тонкая слоистая пленка со слабым сопротивлением на сдвиг между слоями, снижающая силу трения трибосистемы. Такая пленка была нами обнаружена с помощью РЭМ на поверхности контртела (рис.2б).

Из рис.1б видно, что морфология поверхности в области с разрушенной пленки переноса (область А) представляет собой характерную для адгезионного износа поверхность, с местами вырыва и налипания материала. Область с пленкой переноса (область Б), в свою очередь, представляет собой более гладкую пластичную поверхность с отсутствием следов адгезионного схватывания. Подобная поверхность обнаружена в следе износа (рис.1а).

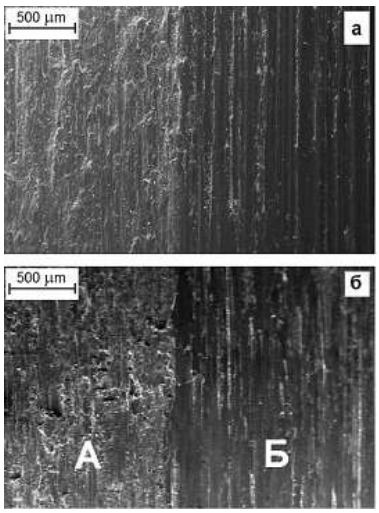


Рис.1. Изображение, полученное в РЭМ, участка дорожки износа на образце после испытаний (а) и поверхности контртела (б) в зоне их сопряжения: А – область с разрушенной пленкой переноса, Б – область с пленкой переноса

Пленка переноса и покрытие на поверхности образца образовывали граничные слои, предотвращающие непосредственный металлический контакт образца и контртела в процессе трения, препятствуя появлению адгезионного изнашивания. При этом в этих слоях локализовывались сдвиговые деформации, предохраняя нижележащие слои от разрушения, а низкое сопротивление на сдвиг граничных слоев обеспечила относительно малые потери на трение. При отделении продуктов изнашивания из зоны трения выносились граничные слои, а обнаженные ювенильные металлические участки адсорбировали граничный слой с контрповерхности, постепенно истощая их. Уменьшение толщины пленки переноса на поверхности трения подтверждается их исследованием с помощью масс-спектрометрии вторичных ионов (толщина пленки переноса после пробега 45 км составила ~ 11 нм, после 130 км – ~ 4 нм).

Осажденное покрытие системы Cu–Mo–S имеет металлическую электропроводность. Удельное электрическое сопротивление покрытия на основе системы Cu–Mo–S составляет $(22{,}8\pm3)\cdot10^{-8}$ Ом·м.

Таким образом, в работе показано, что покрытие системы Cu–Mo–S имеет достаточно высокую электропроводность и снижает скорость изнашивания медной пары трения в 38 раз благодаря образованию пленки переноса на рабочей части контртела, что приводит к смене адгезионного изнашивания на усталостное.

Список литературы:

1.Авербух В.Я., Гамыгин К.А., Глускин Я.А. и др. Ферромагнитные электроконтактные материалы для многоканальных вращающихся контактных устройств//Электрические контакты. – Санкт-Петербург: С-ПбГПУ, 2002. – С.148-150.

2.Baker C.C., Chromik R.R., Wahl K.J., Hu J.J., Voevodin A.A. Preparation of chameleon coatings for space and ambient environments//Thin Solid Films – 2007. – V. 515. – P. 6737–6743.

3.Chen Shu-xian, Feng Yi, Li Shu, Xie Yu-juan. Indluence of MoS_2 contents on sintering process and properties of Cu-MoS_2 composites //Journal of Materials Science and Engineering – 2008. – V. 2.– №12. – С.7-12.

4.Сергеев В.П., Воронов А.В., Сергеев О.В., Пушкарева Г.В. Трибологические свойства подшипниковой стали ШХ-15 с покрытием MoS_x после обработки пучком ионов молибдена // ФиХОМ. – 2005. - №6. – С.38 – 42.

****

АНАЛИЗ ПЛОСКОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ТРУБ ИЗ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ

Журавлев Г.М[2]., Гвоздев А.Е[1]., Кутепов С.Н[1]., Малий Д.В[1].

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1]

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

ANALYSIS OF PLANE STRESS STATE OF A PIPE OF AN ANISOTROPIC MATERIAL IN THE ROLLING PROCESS

G.M. Zhuravlev, A.E. Gvozdev, S.N. Kutepov, D.V. Maliy

The method of calculation of the producing process of seamless pipes rolling with consideration of cylindrical anisotropy of the mechanical properties of the material. Considered stresses and deformations of the pipe in the zone of the plane stress state.

Производство бесшовных труб осуществляется прокаткой, которая является одним из видов обработки металлов давлением, при котором металл пластически деформируется вращающимися валками. В очаге пластической деформации имеют место плоское напряженное (зона I) и плоское деформированное (зона II) состояния трубы. Зона I характеризуется наличием двух участков: 1) участок пространственного изгиба до контакта с валком; 2) участок, контактирующий с цилиндрической поверхностью валка [1, 2].

Предполагается, что материал трубной заготовки несжимаем, обладает цилиндрической анизотропией механических свойств, анизотропно упрочняющийся, для которого справедливо условие текучести Мизеса-Хилла и ассоциированный закон пластического течения [3]. В этом случае сопротивление материала пластическому деформированию описывается зависимостями вида

$$\sigma_{Sij} = \sigma_{Tij} + A_{ij}(\varepsilon_e)^{n_{ij}} \left[1 + \left(\frac{\varepsilon_{ij}}{\varepsilon_e} \right)^2 \right]^{m_{ij}}, \quad (1)$$

где σ_{Tij} – пределы текучести в соответствующих направлениях; A_{ij}, n_{ij}, и m_{ij} – константы материалы; ε_e – интенсивность деформации; ε_{ij} – компоненты тензора деформаций.

Рассмотри распределение напряжений на участках 1 и 2 зоны I плоского напряженного состояния. Меридиональные σ_ρ и окружные σ_θ напряжения на участке 1 определяются путем численного решения (методом конечных разностей) приближенного уравнения равновесия (2)

$$\rho \frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho - \sigma_\theta = 0 \quad (2)$$

совместно с условием текучести (пластичности) (3) при граничном условии (4)

$$(G+H)\sigma_\rho^2 - 2H\sigma_\rho\sigma_\theta + (H+F)\sigma_\theta^2 = 1 \quad (3)$$

$$\rho = R_0; \quad \sigma_\rho = \sigma_{S\rho}\Big|_{\rho=R_0} \frac{S_0}{4R_\rho}, \quad (4)$$

где $\sigma_{S\rho}$ – сопротивление материала пластическому деформированию, при $\rho = R_0$; R_ρ – величина радиуса свободного изгиба.

Распределение напряжений на участке 2 очага деформации может быть найдено путем совместного численного решения уравнения равновесия (5) элемента дуговой поверхности

$$\rho \frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho - \sigma_\theta - \frac{\mu_в}{tg\alpha} = 0 \quad (5)$$

и условия пластичности (3) при граничном условии (6)

$$\rho = R_1; \quad \sigma_\rho = \sigma_{\rho 1}\Big|_{\rho=R_1} + \sigma_{S\rho}\Big|_{\rho=R_1} \frac{S_0}{4R_\rho}, \tag{6}$$

где S – текущая толщина трубы при пластическом формоизменении $\sigma_{S\rho}\Big|_{\rho=R_1}$ – сопротивление материала пластическому деформированию между первым (1) и вторым (2) участками очага деформации $\rho = R_1$.

Для нахождения напряжений σ_ρ и σ_θ на дуговой поверхности валка (участок 2) решаем совместно уравнения равновесия

$$\frac{d\sigma_\rho}{d\varphi} - \sigma_\rho\left(\frac{\cos\varphi}{a-\sin\varphi} + \mu_в\right) + \sigma_\theta \frac{\cos\varphi + \mu_в \sin\varphi}{a-\sin\varphi} = 0$$

и условие пластичности при граничных условиях

при $\varphi = 0; \quad \sigma_\rho = \sigma_{\rho 2}\Big|_{\rho=R_2} + \sigma_{S\rho}\Big|_{\rho=R2} \frac{S_0}{4R_{BC}}$,

где φ – угол, характеризующий положение рассматриваемого сечения заготовки на дуговой поверхности валка; $\mu_в$ – коэффициент трения на дуговой поверхности валка; $\sigma_{\rho 2}$ – величина меридионального напряжения на границе между участками 1 и 2 вычисленная при $\varphi = 0$; $\sigma_{S\rho}\Big|_{\rho=R2}$ – сопротивление материала пластическому деформированию с учетом его упрочнения $\rho = R_2$.

Величина меридионального напряжения σ_ρ на выходе из очага пластической деформации определяется по соотношению

$$\sigma_\rho = \sigma_{\rho в}\Big|_{\varphi=a} + \sigma_{S\rho}\Big|_{\varphi=a} \frac{S_0}{4R_\rho},$$

а величина окружного напряжения σ_θ из условия текучести (3).

Для учета анизотропного упрочнения материала необходимо иметь информацию о распределении деформаций в очаге пластической деформации. Распределение окружных деформаций в зоне плоского напряженного состояния осуществляется по выражениям (7)

$$\varepsilon_\theta = \ln\frac{\rho}{R_0}. \tag{7}$$

Интенсивность деформации ε_e определяем по выражению

$$\varepsilon_e = \int_{R_0}^{\rho} d\varepsilon_e,$$

где ρ – координата рассматриваемого сечения очага деформации.

Полученные выражения для определения деформаций и напряжений в зоне плоского напряженного состояния позволяют осуществить анализ процесса прокатки труб на оправке с учетом анизотропии материала.

Полученные результаты могут быть использованы при создании ресурсосберегающих технологий обработки металлических материалов с использованием новых различных нанокомпозиционных смазок и покрытий [4, 5].

Литература

1. Технология конструкционных материалов: учебник для вузов. Под. ред. А.М. Дальского. М.: Машиностроение, 1977. 664 с.

2. Черняев А.В. Волочение труб из анизотропного упрочняющегося материала: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.05 / Черняев Алексей Владимирович. Тула, 1996. 214 с.

3. Арышенский Ю.М., Гречников Ф.В. Теория и расчеты пластического формоизменения анизотропных материалов. М.: Металлургия,1990. 304 с.

4. Breki A.D., Didenko A.L., Kudryavtsev V.V., Vasilyeva E.S., Tolochko O.V., Kolmakov A.G., Gvozdev A.E., Provotorov D.A., Starikov N.E., Fadin Yu.A. Synthesis and dry sliding behavior of

composite coating with (R-OOO)FT polyimide matrix and tungsten disulfide nanoparticle filler // Inorganic materials: Applied Research. 2017. T. 8. № 1. P. 32-36.

5. Gvozdev A.E., Sergeyev N.N., Minayev I.V., Kolmakov A.G., Tikhonova I.V. Role of nucleation in the of first-order phase transformations // Inorganic Materials: Applied Research. 2015. T. 6. № 4. P. 283-288.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

****

КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ MAX ФАЗ Ti_4SiC_3 И Ti_3SiC_2

Истомина Е.И.[1], Истомин П.В.[1], Надуткин А.В.[1], Грасс В.Э.[1], Каплан М.А.[2], Леонов В.А.[2]

[1]Россия, Институт химии Коми НЦ УрО РАН,
e-mail:istomina-ei@chemi.komisc.ru
[2]Россия, ИМЕТ РАН им.А.А.Байкова

CERAMICS BASED ON MAX-PHASE Ti_4SiC_3 AND Ti_3SiC_2

Istomina E. I., Istomin P.V., Nadutkin A.V., Grass V.E., Kaplan M.A., Leonov V.A

Ti_3SiC_2 and Ti_4SiC_3 MAX phase ceramics were fabricated through high-temperature vacuum reduction of TiO_2 using SiC as a reductant followed by hot pressing of the as-synthesized products under 25 MPa at 1600°C. It was found that both Ti_3SiC_2 and Ti_4SiC_3 can be obtained with good yields, depending on the annealing time in the reduction step. Besides MAX phases, the products contained some amounts of TiC. The hot pressing step did not significantly affect the compositions of the products, indicating good stability of Ti_3SiC_2 and Ti_4SiC_3 under conditions employed. Analysis of the densification behavior of the samples revealed less ductility of Ti_4SiC_3 compared to Ti_3SiC_2. The prepared samples exhibited the flexural strength, fracture toughness and microhardness typical for coarse-grained MAX-phase ceramics.

В MAX-фазах реализуется уникальная комбинация важных эксплуатационных характеристик, которая не встречается ни у керамики, ни у металлов. По комплексу свойств они лучше других материалов подходят для работы в жёстких условиях, предполагающих совместное действие высоких температур, агрессивных сред, ударных механических и термических воздействий. Этим обусловлена техническая привлекательность MAX-фаз. Однако высокая стоимость и сложность получения плотноспечённой керамики и композиционных материалов на основе MAX фаз по сравнению с материалами-конкурентами сдерживает их внедрение в сферу практического использования.

Нами разработан новый подход к синтезу MAX фаз в системе Ti–Si–C, основанный на карбосиликотермическом восстановлении TiO_2 с использованием SiC и Si в качестве восстановителя. Состав реакционных композиций определялся выражением: $TiO_2 + (1.5–x+y)SiC + 2xSi$, где $x = 0 \div 0.7$; $y = 0 \div 1.0$. Синтез проводили при 1600 – 1650 °C в трёхсекционном реакторе, составленном из стеклоуглеродных тиглей, соединённых между собой газопроводящими каналами (рис.1). Продолжительность изотермической выдержки варьировалась от 15 до 600 мин. В результате были синтезированы порошки с различным содержанием MAX фаз Ti_3SiC_2 и Ti_4SiC_3.

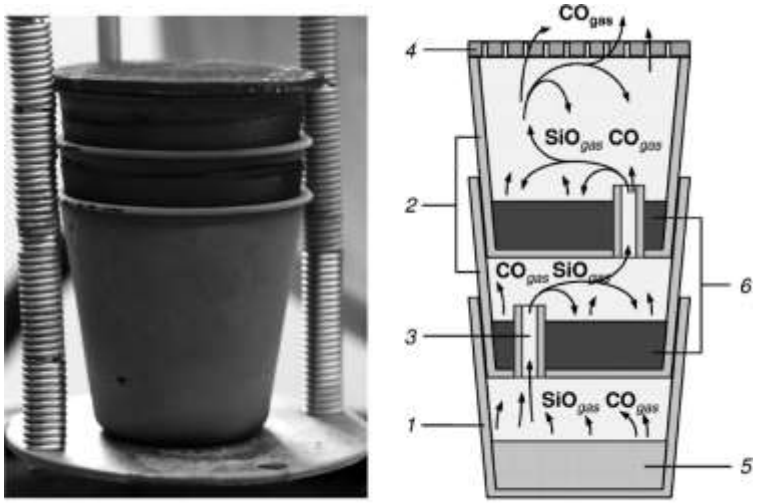


Рис.1. Трёхсекционный реактор для карбосиликотермического восстановления TiO_2. (а) общий вид. (б) схема: (1) реакционная секция смеси, (2) секции поглощения SiO, (3) газопроводящие каналы, (4) перфорированная крышка, (5) реакционная смесь, (6) активированный уголь.

Для получения керамики на основе MAX фаз Ti_3SiC_2 и Ti_4SiC_3 было проведено горячее прессование синтезированных порошков при температуре 1600 °C и давлении 25 МПа. Установлено, что структурная устойчивость Ti_3SiC_2 и Ti_4SiC_3 в ходе горячего прессования сохраняется. Исследование динамики уплотнения порошков показало, что образцы, содержащие Ti_4SiC_3, труднее уплотнить горячим прессованием, что указывает на меньшую пластичность Ti_4SiC_3 по сравнению с Ti_3SiC_2. Такое поведение объясняется различиями в кристаллическом строении этих соединений. Образцы керамики, содержащие Ti_3SiC_2 в качестве основного компонента, показали прочность на изгиб и трещиностойкость 363 МПа и 5,35 МПа · м² соответственно, что характерно для крупнозернистой керамики Ti_3SiC_2. Образцы, в которых фаза Ti_4SiC_3 была основным компонентом, показали более низкую прочность на изгиб и более низкую трещиностойкость из-за более высокой пористости этих образцов.

****

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ NI-MN-IN ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Калетина Ю.В., Грешнова Е.Д., Калетин А.Ю.
Россия, Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
e-mail: kaletina@imp.uran.ru

Kaletina Yu.V., Greshnova E.D., Kaletin A.Yu.

The influence of various modes of thermal cycling treatment on the microstructure and properties of the ferromagnetic $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ alloy was studied. It was shown that with an increase in the number of heating-cooling cycles the stress level in the material was increased. After the thermal cycling treatment the microhardness of the investigated alloy is increased in comparison with the annealed state. It was shown that the value of microhardness ambiguously depends on the temperature of heating upon the thermocycling processes.

Ферромагнитные сплавы Гейслера на основе системы Ni-Mn-In относятся к перспективным материалам, обладающими функциональными свойствами, изменяющимися под действием температуры, магнитного поля или давления. В этих сплавах обнаружены эффект памяти формы, магнетокалорический эффект, гигантские магнетосопротивление и магнетодеформации и другие.

В работе представлены результаты по влиянию термоциклической обработки на структуру и свойства серии сплавов $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$ ($0 \le x \le 2$). Наибольший интерес представляет сплав нестехиометрического состава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$, у которого температура структурного мартенситного

превращения близка к температуре магнитного перехода и к комнатной температуре. Установлено, что сплав такого состава в большей степени чувствителен в термоциклической обработке по сравнению с другими сплавами из этой серии.

Исследовано влияние разных режимов термоциклической обработки на особенности структуры и микротвердость сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$. Режимы термоциклической обработки отличались температурой нагрева (363-573 К) и временем выдержки, температура охлаждения для всех режимов - 77 К. Количество циклов нагрев-охлаждение варьировали от 1 до 30.

Исследуемый сплав при температурах выше 350 К имеет кубическую кристаллическую решетку типа $L2_1$. При охлаждении из высокотемпературной области в сплаве наблюдается магнитный переход и мартенситное превращение. После отжига структура сплава двухфазная, состоит из $L2_1$-фазы и мартенсита. Кристаллы мартенсита сгруппированы в пакеты шириной 80-150 мкм, которые разориентированы относительно друг друга на угол 60 или 120 градусов. В отожженном состоянии границы крупных зерен преимущественно ровные. Структурные исследования показали, что после термоциклической обработки мартенситные кристаллы достигают границ зерен, часто деформируют их, и появляются границы зубчатой формы. Микрорентгеноспектральный анализ после термоциклической обработки не выявил выделений вторых фаз по границам зерен.

Методом EBSD была проведена оценка уровня напряжений после отжига и последующей термоциклической обработки. Показано, что с увеличением числа циклов нагрев-охлаждение уровень напряжений в материале возрастает.

После термоциклической обработки возрастает микротвердость исследованного сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ по сравнению с отожженным состоянием. Показано, что температура нагрева при термоциклической обработке неоднозначно влияет на величину микротвердости. Максимальный прирост микротвердости обнаружен после 20 циклов обработки по режиму 473 К ↔ 77 К.

Таким образом, многократные циклы нагрева в область высокотемпературной $L2_1$ фазы и охлаждения до низких температур влияют на структуру, уровень напряжений и микротвердость сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Структура», № 01201463331) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-03-00043).

****

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМЕ Mo-Ag-C-O ДЛЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Бондарев А.В., Штанский Д.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Ленинский проспект 4, Москва 119049, РФ

kiruhancev-korneev@yandex.ru

Покрытия в системе Mo-Ag-C-O представляют интерес с точки зрения их возможного применения в качестве антифрикционных в различных узлах трения, в том числе для работы при повышенных температурах. Формирование в структуре покрытий в процессе нанесения или в зоне трибологического контакта при эксплуатации, фаз, обладающих свойствами твёрдых смазок, таких как алмазоподобный углерод, триоксид молибдена, молибдат серебра, серебро, может обеспечивать пониженный коэффициент трения в широком диапазоне температур. Позитивный эффект от перечисленных фаз был обнаружен при исследовании покрытий в системе Mo-Ag-C-N [1,2]. Данная работа посвящена изучению структуры и свойств покрытий в системе Mo-Ag-C-O ранее не описанных в литературе.

Нанесение покрытий проводилось на комбинированной установке магнетронного, ионного распыления и ионной имплантации на базе имплантора металлических ионов Сокол 50-20 (РФ). Для осаждения покрытий использовались следующие мишени-катоды: а) для магнетронного источника – мишень Mo_2C, ø120х8 мм, полученная методом горячего прессования из порошков Mo и C, б) для ионного источника - Ag, ø50х4 мм, 99,99% (ГОСТ Р 51784-2001). Подача кислорода и аргона в вакуумную камеру осуществлялась через два различных ионных источника. Для генерации потока кислорода применялся электролизёр марки САМ1-30 (Регнатисс, РФ). В качестве подложек были

использованы диски из сплава ВК6М, предварительно отполированные на установке Struers RotoPol до шероховатости Ra=30 нм, а также пластины из монокристаллического кремния КЭФ-4.5 (100). Подложки подвергались ультразвуковой очистке в изопропиловом спирте на установке УЗДН-2Т в течение 3 мин. Дополнительная очистка проводилась в вакууме непосредственно переда нанесением покрытий. Для этих целей применялся ионный источник щелевого типа. Подаваемое ускоряющее напряжение составляло 2.5 кВ, ток 50 мА, время очистки 10 мин, рабочий газ O_2. В процессе нанесения покрытий на магнетронный источник с помощью блока Advanced Energy Pinnacle Plus подавался ток 1.5 А с частотой 50 кГц. Сила тока на ионном источнике для распыления составляла 10, 30, 50 мА, напряжение поддерживалось постоянным на уровне 2 кВ. Остаточное давление в вакуумной камере составляло $6{,}5\cdot10^{-3}$ Па, давление аргона $3{,}2\cdot10^{-2}$ Па, давление кислорода $2{,}1\cdot10^{-1}$ Па, Время осаждения покрытий составляло 40 мин.

Химический состав и профили распределения элементов по толщине покрытий были определены методом оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (ОЭСТР) с использованием прибора Profiler 2 (Horiba Jobin Yvon, Франция). Поперечные изломы покрытий исследовались при ускоряющем напряжении 15 кВ на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) S-3400N (Hitachi, Japan), оснащённом приставкой для энергодисперсионного анализа (ЭДС) Thermo. Рентгенофазовый анализ (РФА) был выполнен при съёмке в конфигурации Брегга-Брентано, а также по схеме скользящего пучка с углом наклона 5° на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 с монохроматизированным CuK_α излучением. Твердость (H), модуль упругости (E) и упругое восстановление (W) определялись с помощью нанотвердомера Nano Hardness Tester (CSM Instruments, Швейцария), оснащенного индентором Берковича. Для измерения коэффициента трения и скорости износа покрытий при комнатной и повышенных температурах проводились испытания по схеме «стержень-диск» на машине High-Temperature Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) при нагрузке 0.5 Н и линейной скорости 10 см/с. В качестве контртела использовался шарик из Al_2O_3 диаметром 6 мм. Фрактографические исследования бороздок износа проводились на оптическом профилометре Veeco WYKO NT1100 (США).

Согласно данным СЭМ покрытия обладали столбчатой структурой, которая была наиболее выражена для покрытия, осаждённого при 30 мА. Вычисленные на основании микрофотографий толщины покрытий, полученных при токах 10 (покрытие 1), 30 (покрытие 2) и 50 (покрытие 3) мА составляли 2.2, 3.3 и 4.8 мкм соответственно. По данным ОЭСТР для покрытий, нанесённых на подложку ВК6М все основные элементы были распределены равномерно по толщине. Можно также отметить понижение концентрации кислорода при увеличении тока I_{Ag}. Согласно данным РФА, в покрытии 1 основной фазовой составляющей является триоксид молибдена (MoO_3, карточка ICDD 01-085-2405), также не исключено присутствие фазы Ag_3O_4 (карточка ICDD 00-040-1054), дающей сильно уширённые пики в положениях 18 и 69° 2θ. В покрытии 2 обнаружены Ag (карточка ICDD 03-065-2871) и MoO_2 (карточка ICDD 00-001- 0615). Также нельзя исключить наличия фазы $Ag_2Mo_2O_7$. На дифрактограмме покрытия 3 присутствует суперпозиция пиков от фаз Mo_2C (карточка ICDD 01-079-0744), MoN (карточка ICDD 01-089- 5024), кроме того обнаруживаются пики от Ag в положениях 2θ, 38 и 44°. Результаты исследования механических свойств покрытий с помощью метода наноиндентирования показали, что твёрдость покрытий (H) повышалась с 4.4 ГПа до 8.5 ГПа при повышении тока с 10 до 50 мА на ионном источнике для распыления Ag, также наблюдался рост модуля упругости (E) и численного значения упругого восстановления (W). Трибологические исследования покрытий Mo-Ag-C-O, проведённые при комнатной температуре в паре с шариком из оксида алюминия, показали, что стартовый коэффициент трения составляет f=0,12-0,16. Зависимость f от дистанции для каждого из покрытий носила индивидуальный характер. В случае покрытия №1 на начальном этапе происходило скачкообразное повышение f до 0,97 и дальнейшее колебание в пределах от 0,45 до 0,70. Для покрытия 2 (I_{Ag} = 30 мА) на дистанции 0-25 м наблюдался участок со стабильным f на уровне 0,43, далее происходило его повышение до максимального значения 0,67, сопровождающееся сильными колебаниями f. Покрытие 3 показало стабильно высокий f = 0.67. Фрактографический анализ дорожек показал, что покрытия 1 и 3 изнашиваются полностью уже на первых метрах пробега. Покрытие 2 обладало наилучшей износостойкостью, при тестировании на дистанции <25 м, глубина дорожки износа не превышала 200 нм. Результаты трибологических испытаний покрытий при непрерывном нагреве показали что в диапазоне температур 20-550 °C покрытия 1 и 3 демонстрировали нестабильные и высокие значения f, достигающие 0,8-0,99, при 550-700 °C коэффициент трения несколько стабилизировался и составлял f~0,5 для покрытия 1 и f~0,4 для

покрытия 3. Для покрытия 2 в температурных диапазонах 20-100 °C и 650-700 °C f составлял 0,4. Обобщая полученные результаты по покрытиям Mo-Ag-C-O можно сделать следующее заключение. Управление параметрами осаждения, прежде всего током ионного источника, можно получать в структуре покрытий различные соотношения фаз, известных из литературных источников как твёрдые смазки (триоксид молибдена, молибдат серебра, серебро). Однако оксидные покрытия, полученные путем непосредственной подачи кислорода в вакуумную камеру, обладали относительно невысокими механическими свойствами, что негативно сказалось на их поведении в процессе трибологических испытаний, приводя к быстрому износу. Система Mo-Ag-C-O требует дальнейшей оптимизации фазового состава, а также повышения адгезии, твёрдости и упруго-пластических свойств.

Литература

[1] A.V. Bondarev, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, D.A. Sidorenko, D.V. Shtansky. A new insight into hard low friction MoCN–Ag coatings intended for applications in wide temperature range. Materials and Design 93 (2016) 63–72

[2] D.V. **Shtansky,** A.V. Bondarev, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev, T.C. Rojas, V. Godinho, A. Fernández. Structure and tribological properties of MoCN-Ag coatings in the temperature range of 25–700 °C Applied Surface Science, 273 (2013) 408-414

****

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ НИЖЕ 7К

Кривых А.В.[1], Кунавин С.А.[2], Марушин Е.Л.[3], Поляков А.В.[1],Скоробогатых В.Н.), Щербаков В.И.[1]

[1] Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт" 123182 Москва, пл. Курчатова,1. Krivykh_AV@rrcki.ru

[2] Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения 115088 Москва, ул. Шарикоподшипниковская, 4. kun-serg@mail.ru

[3] АО "НИИЭФА им. Д.В. Ефремова" 196641Санкт-Петербург, пос. Металлострой, дорога на Металлострой д.3. marushin@sintez.niiefa.spb.su

COMPARATIVE MECHANICAL TESTING OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS SPECIMENS AT A TEMPERATURE BELOW 7K

Krivykh A.V., Kunavin S.A., Marushchin E.L., Polyakov A.V., Skorobogatykh V.N., Shcherbakov V.I.

This article presents the results of comparative mechanical testing of standard stainless steel specimens of the 300th series of austenitic steels: steel 316L and EP302. The round section specimens were loaded to failure in liquid and gaseous helium. These specimens showed similar dependency behavior of load, strain and temperature at uniaxial tension. Stage of hardening was accompanied by a low-temperature serrated deformation. Were measured the maximum elongations to failure, the value of yield strength and ultimate tensile strength. The steel 316L and EP302 are middle class strength according to testing results at a temperature below 7K. It is worth noting that 316L steel retains high ductile, i.e. has a greater resistance to the formation more brittle martensitic.

Keywords: mechanical testing, liquid helium, stainless steel, serrated deformation.

Проведены сравнительные механические испытания стандартных образцов нержавеющих сталей серии 300 аустенитного класса, 316L и ЭП302. Образцы круглого сечения нагружались до разрушения в среде жидкого и газообразного гелия. У сталей наблюдалось сходное поведение зависимостей нагружающего усилия, деформации и температуры при одноосном растяжении. Стадия упрочнения сопровождалась низкотемпературной скачкообразной деформацией. Измерены максимальные относительные удлинения до разрыва, величины пределов текучести и прочности. По результатам испытаний при температуре ниже 7К стали марок 316L и ЭП302 относятся к среднему классу прочности. Сталь 316L при этом сохраняет высокую вязкость, то есть обладает большей устойчивостью к образованию более хрупкого мартенсита.

Ключевые слова: механические испытания, жидкий гелий, нержавеющая сталь, скачкообразная деформация.

****

АНАЛИЗ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ПРЕПРЕГА HEXPLY

Лисаченко Н.Г.[1,*], Попов А.Г[1], Гадолина И.В.[2]

[1]АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина», Обнинск, Россия, [*]lisachenkong@technologiya.ru

[2]ИМАШ РАН, Москва, Россия

THE ANALYSIS OF THE STABILITY OF THE STRENGTH AND ELASTIC PROPERTIES OF CARBON FIBER COMPOSITES BASED ON HEXPLY PREPREG

Lisachenko N.G., Popov A.G., Gadolina I.V.

The results of the analysis of the stability of the strength and elastic properties of carbon fiber composites manufactured from the unidirectional tape prepreg “Hexply” are presented. Tensile strength, tensile modulus, interlaminar shear strength at room temperature, and interlaminar shear strength at elevated temperature have been examined.

Введение

Опыт аттестации конструкций из ПКМ показывает, что в процессе контроля качества кроме соблюдения требований к характеристикам не менее важным является контроль изменчивости. В то время как повышение качества продукции подразумевает не только рост прочностных характеристик материала, но и сохранение или повышение стабильности его показателей.

При проведении входного контроля партии препрега из нее случайным образом выбирается несколько рулонов, из каждого рулона в отдельном цикле формования изготавливается панель, из панели в свою очередь вырезаются контрольные образцы. Изменчивость, наблюдаемая при испытания образцов одного рулона, характеризует так называемую *повторяемость* – разброс значений характеристики при максимально схожих условиях изготовления и испытания образцов. Если изменчивость повторяемости вносит основной вклад в изменчивость всего процесса (т.е. вклад различия между рулонами в общую изменчивость оказывается статистически незначимым), то процесс изготовления и испытания образцов можно считать стабильным, или воспроизводимым. На изготовление и испытание образцов из ПКМ оказывает влияние большое количество различных факторов, и даже тщательным образом контролируемый техпроцесс зачастую не может обеспечить желаемую воспроизводимость. Другими словами, процесс изготовления и испытания образцов из ПКМ обычно является в большей или меньшей степени нестабильным.

Статистически обоснованные характеристики материала, такие как В-базис – значение, которое с вероятностью 95% превысит 90% значений всей генеральной совокупности, зависят от параметров выборки, на основе которой они рассчитаны [1]. В число этих параметров входит размер выборки, вид аппроксимирующего распределения, а так же степень однородности данных. Статистически значимая неоднородность может существенно понизить вычисленные значения.

Постановка задачи

В работе проведен анализ результатов прочностных испытаний входного контроля пяти поставок однонаправленного препрега HexPly. Каждая поставка представлена несколькими рулонами (от 3 до 6). Каждая из четырех характеристик – предел прочности при растяжении, модуль упругости при растяжении, прочность межслойного сдвига при нормальной (20°C) и при повышенной (120°C) температуре – определялась по пяти образцам рулона. Была изучена однородность характеристик внутри каждой из поставок и между ними. Для выборок разной степени неоднородности сравнивались величины статистически обоснованных значений с учетом и без учета неоднородности.

Для определения степени однородности данных в алгоритме расчета базисов [1] используется непараметрический k-выборочный критерий Андерсона-Дарлинга [2]. Однородность или структурированность (неоднородность) данных определяется путем сравнение статистики критерия с критическим значением. Расчет значений базисов структурированных данных зачастую дает неудовлетворительно низкие значения и, кроме того, является параметрическим. Есть возможность,

проведя экспертную оценку, пренебречь статистически значимой вариацией, посчитав ее незначимой практически. Рекомендации по проведению экспертной оценки [1] касаются следующих случаев:

- средние значения близки, но сильно различаются дисперсии;
- наблюдается низкий коэффициент вариации объединенной выборки (ниже 4%);
- коэффициент вариации объединенной выборки ниже, чем может обеспечить метод испытаний.

В указанных ситуациях результатом экспертной оценки может стать решение о практической незначимости расхождения между выборками, т.е. принята однородность данных, благоприятная для дальнейших расчетов.

Авторами предложено применение дополнительных статистических процедур, способствующее принятию решения в спорных ситуациях:

- *дисперсионный анализ* позволяет вычислить p-уровень, на котором значимо различие между группами данных, оценив тем самым степень неоднородности;
- *контрольные карты*, а именно взаимное расположение средних величин и контрольных границ на них, позволяют визуально оценить степень стабильности (однородность) данных;
- *нормальность* объединенной выборки на уровне значимости выше 50% предлагается считать определяющим фактором в принятии решения по объединению выборок в одну совокупность.

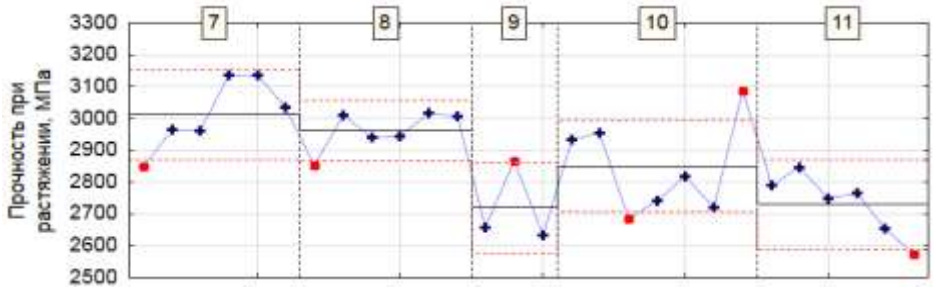
Результаты и их обсуждение

Группировка данных для изучения однородности была проведена несколькими способами:

- все данные сгруппированы по поставкам;
- все данные сгруппированы по рулонам;
- данные каждой поставки сгруппированы по рулонам и рассматриваются отдельно.

Было показано, что *поставки* значимо отличаются друг от друга по всем четырем изучаемым характеристикам на уровне значимости меньше одной десятой процента. В объединенной совокупности данных нормальное распределение наблюдалось для всех трех прочностных характеристик. Распределение значений модуля упругости не является нормальным, но коэффициент вариации всей совокупности значений составляет всего 3,5%. Низкое значение коэффициента вариации для модуля упругости наблюдается для большинства материалов и приводит к тому, что базисы, рассчитанные различными методами (для однородных и неоднородных данных), отличаются несущественно. Наиболее стабильные характеристики согласно всем рассмотренным критериям – это предел прочности межслойного сдвига при нормальной и при повышенной температурах. Однако потенциальная пригодность (C_p) этих процессов составляет 0,41 и 0,50 соответственно, что является достаточно низким показателем качества.

Было показано, что стабильность данных *внутри каждой из поставок* существенно выше, чем между рулонами всех поставок. На рис. 1 приведены контрольные карты самой нестабильной характеристики – предела прочности при растяжении, а также прочности сдвига при 20°С, контрольные границы для которых рассчитаны отдельно для каждой поставки. Номер поставки указан на верхней горизонтальной оси. Точки на графике соответствуют средним значения характеристики для каждого из испытанных рулонов, контрольные границы отражают разбросы данных внутри рулонов одной поставки.



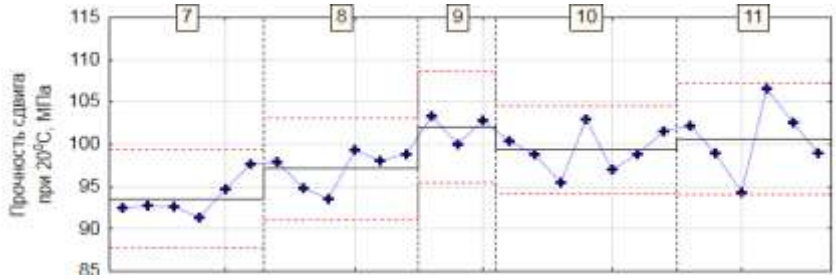


Рис. 1. Контрольные карты для данных, сгруппированным по рулонам

Список литературы

1. Composite Materials Handbook – 17 (CMH-17). SAE International on behalf of CMH-17, Wichita State University, March 2012 – Chapter 8 Statistical Methods

2. Scholz, F.W. and Stephens, M.A., "K-Sample Anderson-Darling Tests of Fit," Journal of the American Statistical Association, Vol. 82, 1987, pp. 918-924

****

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МАТРИЦЫ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ И ГИБРИДОВ УГЛЕРОДНОЕ ВОЛОКНО – МНОГОСЛОЙНЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ

Мосеенков С.И., Кузнецов В.Л., Красников Д.В., Казакова М.А.

Россия, г. Новосибирск, Институт катализа СО РАН, moseenkov@catalysis.ru

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITES OF EPOXY RESIN WITH CARBON FIBERS – MULTIWALLED CARBON NANOTUBE HYBRIDS

Moseenkov S.I., Kuznetsov V.L., Krasnikov D.V., Kazakova M.A.

The influence of functional surface groups of carbon fibers (CF) and formation conditions on the structure of CF– multiwalled carbon nanotube (MWNT) was studied. Composites of epoxy resin matrix and CF- MWNT were prepared. It was observed an increasing of flexural modulus and flexural strength up to 1,16 and 1,5 times respectively for composites contained 2 wt.% of NT.

Композиты, армированные углеродными волокнами (УВ) широко используют в различных областях промышленности благодаря своим уникальным конструкционным свойствам: высокой удельной прочности и жесткости, малому весу. Одной из особенностей композитов, модифицированных УВ, является значительная анизотропия механических свойств. Модуль упругости УВ, как правило, значительно превышает соответствующий параметр для матрицы композита, поэтому основной причиной разрушения композита является микроотслоение матрицы от волокна и перераспределение нагрузки на оставшиеся волокна [1]. Поэтому адгезия УВ и матрицы является одним из основных параметров, определяющим прочностные характеристики материала. Одним из возможных способов увеличения поверхности контакта УВ и матрицы композита является модификация поверхности УВ многослойными углеродными нанотрубками (МУНТ). Для закрепления нанотрубок на поверхности волокон используют химические реакции между модифицированными волокнами и МУНТ, нанесение путем электрофореза, непосредственный рост нанотрубок на поверхности УВ с использованием метода химического осаждения из газовой фазы на поверхности катализатора (CCVD), который предварительно наносится на УВ, при этом средний диаметр МУНТ зависит от состава и поверхностной концентрации активного компонента [2]. Целью работы являлось определение влияния состава и концентрации нанесенного активного компонента, функционального состава поверхности УВ и условий роста МУНТ на структуру и морфологию получаемого слоя МУНТ на поверхности УВ, получение композитов на основе матрицы эпоксидной смолы, модифицированной гибридами УВ-МУНТ и оценка влияния модификации поверхности УВ на механические свойства композитов.

Определено, что использование активного компонента состава Fe_2Co позволяет получать на поверхности УВ слои МУНТ с толщиной до 1,5 мкм и средним диаметром нанотрубок 20-50 нм. Функционализация поверхности УВ кислородсодержащими поверхностными группами приводит к

стабилизации металлов на поверхности УВ при формировании активного компонента, что уменьшает количество центров роста МУНТ и снижает активность получаемого катализатора. Для получения слоя МУНТ со средним диаметром до 50 нм оптимальное количество нанесенного Fe_2Co находится в пределах 1-2 масс.%. Зафиксированное увеличение модуля упругости на изгиб и прочности на изгиб для композитов, полученных с использованием модифицированных УВ, в 1,16 и 1,5 раз соответственно по сравнению с исходными УВ, позволяет рассматривать предложенный подход функционализации поверхности УВ в качестве перспективного.

Литература

YUDIN V.E., LEKSOWSKIJ A.M. Viscoelasticity of a polymer matrix and fracture of heat- resistant fiber composites // Phys. SOLID STATE. 2005. Vol. 47, № 5. P. 975–983.

Zhao J. et al. Growth of carbon nanotubes on the surface of carbon fibers // Carbon. 2008. Vol. 46, № 2. P. 380–383.

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации МК-7588.2016.3

****

ДИСТАНЦИЯ НАПЫЛЕНИЯ И УГОЛ ПАДЕНИЯ КАК ФАКТОРЫ ФОРМИРОВАНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ

Насакина Е.О., Серёгин А.В., Сударчикова М.А., Спрыгин Г.С., Химюк Я.Я., Демин К.Ю., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, nacakina@mail.ru

SPUTTERING DISTANCE AND FALLING ANGLE AS FACTORS OF FORMATION OF FUNCTIONAL SURFACE LAYERS

Nasakina E.O., Serogin A.V., Sudarchikova M.A., Sprygin G.S., Khimyuk Ya.Ya., Demin K.Yu., Sevost'yanov M.A., Kolmakov A.G.

Abstract. Nano- and microdimensional Ta, Ag, Ti surface layers were created by magnetron sputtering in vacuum on flat and wire NiTi, SiO_2 and steel substrates. Structure and composition of samples were defined by SEM, AIS, AES and x-ray diffractometry. The change in the thickness and structure of the surface layers depending on the geometric parameters of the target-substrate system were shown.

В работе рассматривается формирование поверхностных слоев из тантала, серебра и титана на подложках никелида титана [1-6], стекла и стали для производства малоинвазивных имплантатов типа «стент» [7], объектов электроники и оптики, образцов сравнения и т.д. методом магнетронного распыления. При этом целью проведенного исследования было определение влияния геометрических параметров системы мишень-подложка на характеристики формируемых слоев.

Слоистый композит «подложка – поверхностный слой» [8-18], получали с использованием метода магнетронного распыления в газовой среде аргона при остаточном и рабочем давлениях ~ $4x10^{-4}$ Па и ~ 0,4 Па, соответственно, при: I ~ 865 мА, U ~ 400 В (для тантала и титана) или 800 В (для серебра), дистанции напыления (расстояние от мишени до подложки) 40 – 160 мм (рис. 1), времени напыления 30 мин (при смещении образца в вертикальной плоскости) и 90 мин (при смещении анализируемой точки в горизонтальной плоскости). Для очистки, активации и полировки поверхности подложки проводилась бомбардировка ионами аргона с параметрами разряда Ue = 900 В, Ie = 80 мА – предварительное ионное травление. Температура на поверхности подложек при любом режиме не превышала 150 °С. Подложки в исходном состоянии подвергали последовательной шлифовке поверхности наждачной бумагой зернистостью от 180 до 1000 grit и пастой Гои до зеркальной поверхности. Морфологию послойный элементный состав поверхности исследовали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA II SBU, снабженном приставкой для энергодисперсионного анализа INCA Energy, атомно-эмиссионном спектрометре тлеющего разряда GDS 850A и Оже-спектрометре JAMP-9500F в сочетании с ионным травлением при бомбардировке аргоном под углом 30° фирмы JEOL.



Рис. 1. Схема расположения подложки в потоке распыления

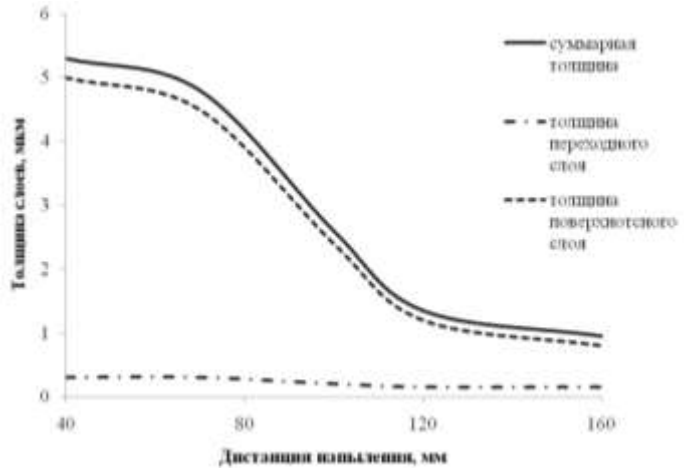


Рис. 2. Изменение толщин серебряных поверхностных слоев в зависимости от дистанции напыления

Обнаружено, что при прочих равных условиях суммарная толщина слоев и толщина каждого слоя закономерно увеличивается при меньшем расстоянии от мишени до подложки (рис. 2). Обнаружены области насыщения, где дистанция слабо влияет на толщины слоев. Показано незначительное влияние расположения подложки в потоке осаждаемого вещества в одной горизонтали относительно мишени на толщину полученного слоя.

Автор выражает благодарность за помощь в оформлении графического материала А.С. Арбузову. Работа выполнена при поддержке РФФИ № 15-33-70006 «мол_а_мос» и № 14-29-10208 «офи_м».

Литература

1.Гюнтер В.О., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф., Чекалкин Т.Л. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. – Томск: Изд–во МИЦ, 2006. – 296 с.

2.Zabolotnyi V.T., Belousov O.K., Palii N.A., Goncharenko B.A., Armaderova E.A., Sevost'yanov M.A.Materials science aspects of the production, treatment, and properties of titanium nickelide for application in endovascular surgery // Russian metallurgy (Metally). 2011. Т. 2011. № 5. С. 437-448.

3.Севостьянов М.А., Федотов А.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Баринов С.М., Гончаренко Б.А., Комлев В.С., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Тетерина А.Ю., Насакина Е.О., Леонова Ю.О., Леонов А.В. Механические свойства композиционного материала «наноструктурный нитинол — хитозан» // Материаловедение, 2014. - № 3. - С. 34 – 37

4.Баикин А.С., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Колмаков А.Г., Парфенов А.А., Симаков С.В. Механические свойства наноструктурного сплава NiTi медицинского назначения // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 2. С. 26–30

5.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Исследование коррозионной стойкости и биосовместимости нитинола // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 37–49.

6.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi . Способы изменения коррозионной стойкости нитинола // Перспективные материалы, 2014. - №9. - С. 19–33.

7.Заболотный В.Т., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Насакина Е.О. Совершенствование медицинских изделий для эндоваскулярных операций. // Интеграл, 2013. - № 4 (72). - С. 42-45.

8.Умнов П.П., Куракова Н.В., Молоканов В.В., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Ковнеристый Ю.К. Влияние технологических факторов на качество поверхности проволоки - композита с аморфным металлическим покрытием // Деформация и разрушение материалов. 2006. № 12. С. 38-42.

9.М. А. Севостьянов, А. Ю. Федотов, Е. О. Насакина, А. Ю. Тетерина, А. С. Баикин, К. В. Сергиенко, А. Г. Колмаков, В. С. Комлев, В. Е. Иванов, О. Э. Карп, С. В. Гудков, С. М. Баринов К.А. Кинетика высвобождения антибиотиков из биодеградируемых биополимерных мембран на основе хитозана // Доклады Академии наук, 2015, том 465, № 2, с. 194-197

10.Krivoshapkin P.V., Mikhaylov V.I., Krivoshapkina E.F., Zaikovskii V.I., Melgunov M.S., Stalugin V.V. Mesoporous Fe-alumina films prepared via sol–gel route // Microporous and Mesoporous Materials. 2015. № 204. P. 276–281.

11.Kononova S.V., Romashkova K.A., Kruchinina E.V., Gusarov V.V., Potokin I.L., Korytkova E.N., Maslennikova T.P. Polymer-inorganic nanocomposites based on aromatic polyamidoimides effective in the processes of liquids separation // Rus. J. Gen. Chem+. 2010. V. 80. № 6. P. 1136–1142

12.Bazhin P.M., Stolin A.M., Alymov M.I. Preparation of Nanostructured Composite Ceramic Materials and Products under Conditions of a Combination of Combustion and High-temperature Deformation (SHS Extrusion) // Nanotechnologies in Russia. 2014. V. 9, № 11–12. P. 583–600.

13.Бажин П.М., Столин А.М., Титов Н.В. Композиционные защитные покрытия на основе TiC-W2C-Co, полученные электродуговой наплавкой СВС-электродами на деталях сельскохозяйственной техники // Композиты и наноструктуры. 2015. Т. 7. №4. С.2–9.

14.Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Аверичев А.О. Особенности микроструктуры наплавленного слоя, полученного СВС-электродами на основе Ti-Al-C // Упрочняющ. технологии и покрытия. 2016. №1. С.20–24.

15.Cheng Y., Cai W., Li H.T., Zheng Y.F. Surface modification of NiTi alloy with tantalum to improve its biocompatibility and radiopacity // Journal of Materials Science, 2006. - Vol. 41. – P. 4961–4964.

16.Zein El Abedin S., Welz-Biermann U., Endres F. A study on the electrodeposition of tantalum on NiTi alloy in an ionic liquid and corrosion behaviour of the coated alloy // Electrochemistry Communications, 2005. – Vol. 7, Issue 9. – P. 941–946.

****

ОЦЕНКА ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИСКРЕТНО-АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Ожерелков Д.Ю., Степашкин А.А., Комиссаров А.А., Сазонов Ю.Б.

Россия, НИТУ «МИСиС»,d.ozherelkov@gmail.com

FRACTURE TOUGHNESS OF A DISCRETELY-REINFORCED FRICTION CARBON-CARBON COMPOSITE MATERIAL

Ozherelkov D.Yu., Stepashkin A.A., Komissarov A.A., Sazonov Yu.B.

The stress-strain state at the crack tip of carbon-carbon composite material is studied. The stress intensity factor J1c and the J-integral are evaluated in accordance with domestic methods and international standarts. The distribution of the displacement and stress fields on the specimen surface is evaluated by the method of numerical correlation of digital images using a VIC-3D system. The appliciability of different criteria to evaluation of the fracture toughness of c/c composite is determined.

Углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) благодаря высокой теплостойкости, сохранению упругих и прочностных характеристик до температур 2100 – 2400 °С активно используются в химическом машиностроении, авиационной и ракетно-космической технике, одной из динамично развивающихся областей применения УУКМ являются авиационные тормозные диски.

В рамках настоящего исследования изучено влияние технологии изготовления УУКМ с матрицами на базе каменно-угольных и нефтяных пеков на характеристики трещиностойкости и сопротивления распространению трещины с использованием различных моделей напряженного состояния у вершины трещины. Объектом исследования в настоящей работе являлся дискретно-армированный УУКМ фрикционного назначения ТЕРМАР-ДФ, ТЕРМАР-АДФ и ГРАФИКИТ с матрицами на базе каменно-угольных и нефтяных пеков.

Критические значения коэффициентов интенсивности напряжений и величины J-интеграла получены в ходе испытаний на трехточечный изгиб образцов с надрезом и использованием датчика раскрытия трещины консольного типа. Размер образцов 70x10x10, база испытаний 60 мм, скорость испытаний 0,5 мм/мин. В качестве концентратора напряжения выступали надрезы шириной 0,25 мм и соотношением глубина надреза (l_0) к толщине образца (b) 0,25-0,45. Упруго-прочностные характеристики исследуемых материалов приведены в таблице.

Материал	Направление	Плотность, кг/м^3	Открытая пористость, %	Предел прочности, МПа	Модуль Юнга, ГПа	J-интеграл, кДж/м^2
ТЕРМАР-ДФ	Осевое (Oz)	1775 ± 14	8,45 ± 0,68	23,3 ± 2,1	6,20	0,66 ±0,095
	Радиальное (Or)	1780 ± 12	8,55 ± 0,63	26,6 ± 2,7	8,50	0,92± 0,059
ТЕРМАР-АДФ	Осевое (Oz)	1760 ± 18	8,65 ± 0,88	102,2 ± 15,2	35,14	1,40 ± 0,41
	Радиальное (Or)	1758 ± 21	8,65 ± 0,76	124,5 ± 13,4	43,84	1,42 ± 0,22
Графикит-2000	Осевое (Oz)	1759 ± 16	7,71 ± 0,25	117,2 ± 18,9	32,09	3,61 ± 0,32
	Радиальное (Or)	1753 ± 11	7,50 ± 0,59	237,9 ± 9,8	21,15	5,90 ± 0,51
Графикит-2400	Осевое (Oz)	1756 ± 15	8,41 ± 0,62	145,6 ± 28,7	28,78	6.13 ± 0,83
	Радиальное (Or)	1756 ± 16	8,54 ± 0,64	219,10± 19,6	44,32	5,02 ± 0,75

Испытания проводили на универсальной машине Instron 5569 с записью сигналов акустической эмиссии на платформе PXI американской кампании National Instruments для определения момента старта трещины, также при помощи цифровой оптической системы VIC-3D фирмы Correlated Solutions в процессе испытания регистрировались данные для построения полей напряжений и деформаций у вершины трещины.

На рисунке 1 представлена эволюция напряженно-деформированного состояния в материале у вершины трещины в процессе нагружения. Область, в которой происходит локализация процесса повреждений в материале в зоне концентратора напряжений, показана на рисунке 1 (а). В то время как основная часть материала остается практически ненагруженной, концентрация напряжений в вызываемые ей деформации локализуются в зоне размерами менее 10 мм, при этом в области радиусом 2 – 3 мм напряжения достигают значений, превышающих в 2,5 - 3 раза соответствующий предел прочности материала.

При малых напряжениях (рисунок 1 (б)) концентрация напряжений у вершины трещины не проявляет себя, поле малых деформаций распространяется в образце параллельно нейтральному слою. С увеличением нагрузки начинается локализация напряжений в области концентратора (рисунок 1 (в, г)). На рис. (д) показано поле напряжений непосредственно в момент перед стартом трещины. Развитие трещины происходит скачкообразно, движение трещины приводит к частичному снижению уровня напряжений перед ее вершиной (рисунок 1 (е)). При дальнейшем нагружении образца по достижении перед вершиной трещины критического уровня напряжений происходит ее дальнейший рост (рисунок 1 (ж – к)).

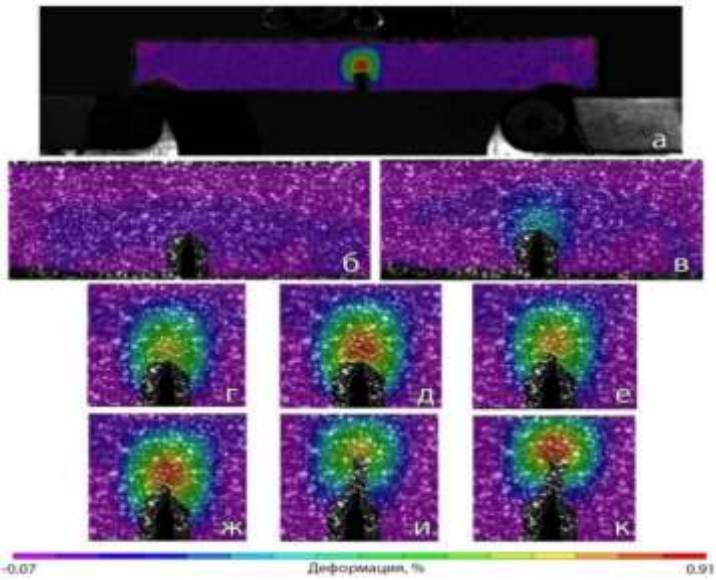


Рисунок 1 – Эволюция напряженно-деформированного состояния в материале у вершины трещины

Исходя из проведенных исследований можно сделать вывод, что оптимальным параметром для оценки трещиностойкости углерод-углеродных композиционных материалов является критерий J-интеграл. В качестве характеристики трещиностойкости материалов, критерий К1с ограничен длиной волокна. Увеличение длины армирующего наполнителя в УУКМ может значительно изменить размеры и геометрию зоны концентрации напряжений перед вершиной трещины, что может ограничить применимость методик оценки вязкости разрушения.

В результате работы были определены значения критических коэффициентов интенсивности напряжений и J-интеграла УУКМ различных схем армирования, определены конфигурация и размеры зоны концентрации напряжений у вершины трещины. В углерод-углеродном композиционном материале у вершины трещины реализуется плоско-деформированное напряженное состояние. Напряжения в момент старта трещины в 2,5 – 3 раза превышают предел прочности материала, а максимальные напряжения возникают на расстоянии 1,5 – 2 мм перед фронтом трещины.

****

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗДВОЙНИКОВАНИЯ $L1_0$-МАРТЕНСИТА ПОД НАГРУЗКОЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА [110]-МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА $NI_{51}FE_{18}GA_{27}CO_4$ (АТ. %)

Осипович К.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Россия, Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета, Osipovich_k@mail.ru

THE EFFECT OF THE $L1_0$-MARTENSITE DETWINNING UNDER STRESS ON FUNCTIONAL PROPERTIES IN [110]-ORIENTED $NI_{51}FE_{18}GA_{27}CO_4$ SINGLE CRYSTALS

Osipovich K.S., Panchenko E.Yu., Chumlyakov Yu.I.

The functional properties were investigated in quenched $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ (at. %) single crystals in isobaric (shape memory effect) and isothermal (superelasticity) experiments. The $L1_0$-martensite detwinning under stress leads to increase of thermal hysteresis up to 75 K and to appearance of burst behavior of martensitic transformation during isobaric experiments. The increase of mechanical hysteresis up to $\Delta\sigma = (193 \pm 2)$ MPa and the stabilization of the $L1_0$-martensite detwinning are observed under isothermal experiments.

Сплавы NiFeGaCo, испытывающие $B2(L2_1)$-$L1_0$ мартенситные превращения (МП), являются достаточно пластичными материалами по сравнению с другими сплавами Гейслера и могут деформироваться до 10 % при растяжении, демонстрируя эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) [1]. Известно, что при проявлении ЭПФ и СЭ обратимая деформация ε_{tr0} определяется деформацией превращения, которая включает в себя процессы переориентации сдвойникованного варианта мартенсита ε_{CVP} и его последующим раздвойникованием ε_{detw}. Теоретически рассчитано [2], что при развитии $B2(L2_1)$-$L1_0$ МП под нагрузкой при сжатии вдоль [110]-направления наблюдается максимальное значение деформации превращения ε_{tr0} = 6,2 %, причем вклад раздвойникования от максимального значения деформации составляет почти 50 %: $\varepsilon_{CVP} \approx 3{,}0$ % и $\varepsilon_{detw} \approx 3{,}2$ %.

Выяснение влияния процессов раздвойникования $L1_0$-мартенсита под нагрузкой на закономерности развития $B2(L2_1)$-$L1_0$ МП при охлаждении/нагреве и под действием внешней сжимающей нагрузки и связанные с ними функциональные свойства имеет научный и практический интерес для реализации всех потенциальных возможностей этих многофункциональных сплавов с обычным и магнитным ЭПФ и высокотемпературной СЭ.

Исследование выполнено на монокристаллах $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ (ат. %), выращенных по методу Бриджмена в атмосфере инертного газа. Образцы подвергались высокотемпературной выдержке при T = 1448 K в течение 1 ч с последующей закалкой в воду. Температура отжига T = 1448 K выше температуры перехода порядок-беспорядок (T = 1248 K) $L2_1 \rightarrow B2$ в данных сплавах [3], что приводит к однофазной B2-структуре аустенита.

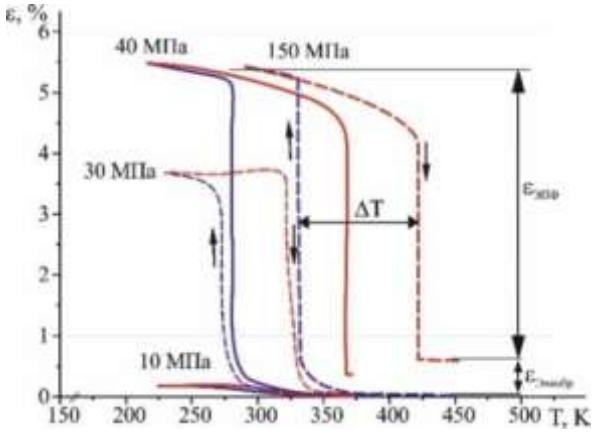


Рисунок 1 – Кривые ε(T) для закаленных [110]-монокристаллов сплава $Ni_{51}Fe_{27}Ga_{18}Co_4$

Для определения влияния вклада раздвойникования на ЭПФ в закаленных [110]-монокристаллах проводили изобарические испытания при приложении внешних напряжений от 10 до 150 МПа при охлаждении и нагреве образцов через интервал температур МП с записью кривых деформации от температуры ε(T) на компьютер.

Кривые ε(T), полученные под действием внешней нагрузки 10, 30, 40 и 150 МПа, представлены на рисунке 1.

Экспериментально показано, что в закаленных [110]-монокристаллах сплава $Ni_{51}Fe_{27}Ga_{18}Co_4$ температура начала прямого МП M_s линейно возрастает с ростом внешних напряжений в соответствии с уравнением Клапейрона-Клаузиуса. Максимальная величина $\varepsilon_{ЭПФ} = (4{,}9 \pm 0{,}2)$ % была достигнута при $\sigma_{внеш} = 40$ МПа и при дальнейшем увеличении внешних сжимающих напряжений до $\sigma_{внеш} = 150$ МПа рост обратимой деформации не наблюдался. Термический гистерезис в [110]-монокристаллах изменяется от 50 К до 75 К при увеличение внешней нагрузки от $\sigma_{внеш} = 30$ МПа до $\sigma_{внеш} = 150$ МПа. Рост термического гистерезиса с ростом внешних сжимающих напряжений связан с высокими значениями рассеяния энергии, обусловленными наличием вклада раздвойникования $\varepsilon_{detw} \approx 3{,}2$ %. В закаленных [110]-монокристаллах сплава $Ni_{51}Fe_{27}Ga_{18}Co_4$ ЭПФ сопровождается наличием необратимой деформации, которая составляет $\varepsilon_{необр} \approx 0{,}6$ % при приложении внешних сжимающих напряжений $\sigma_{внеш} = 150$ МПа, что связано с появлением пластической деформации в кристалле при развитии МП под нагрузкой. Прямое и обратное МП обладают взрывным характером перехода, то есть температурный интервал прямого МП $\Delta_1 = (M_s - M_f)$ и обратного МП $\Delta_2 = (A_s - A_f)$ составляет не более 1 К.

Для определения влияния вклада раздвойникования на СЭ проводили изотермические испытания в температурном интервале развития СЭ с выводом кривых напряжения от деформации σ(ε). Закаленные [110]-монокристаллы проявляют высокотемпературную СЭ с величиной обратимой деформации до $\varepsilon_{SE} = 4{,}1$ % в интервале температур от 373 К до 448 К и величина температурного интервала СЭ составляет $\Delta T_{SE} = (75 \pm 2)$ К (рисунок 2). Однако, в интервале температур испытания от $A_f = (314 \pm 2)$ К до 373 К при $\varepsilon_{зад} \geq \varepsilon_{CVP}$ наблюдается стабилизация мартенсита напряжения и для начала обратного превращения необходим перегрев до 473 К, при этом восстановление деформации сопровождается взрывным характером МП. Стабилизацию мартенсита при $\varepsilon_{зад} \geq \varepsilon_{CVP}$ наблюдали ранее на [110]-монокристаллах в сплавах близкого состава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ в исходном состоянии после роста [4].

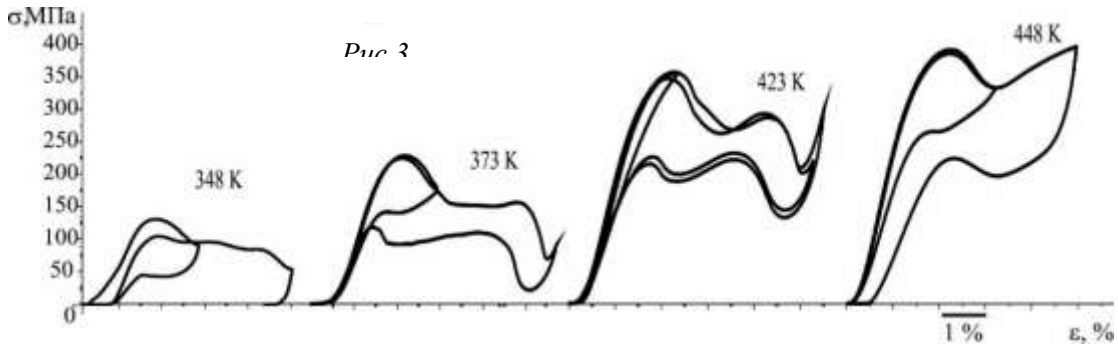


Рисунок 2 – Кривые σ(ε) для закаленных [110]-монокристаллов сплава $Ni_{51}Fe_{27}Ga_{18}Co_4$.

Из кривых σ(ε) видно, что при исследовании СЭ в изотермических условиях с ростом температуры и критических напряжений образования мартенсита механический гистерезис возрастает аналогично росту термического гистерезиса при изобарических условиях. В [110]-монокристаллах сплава $Ni_{51}Fe_{27}Ga_{18}Co_4$ величина механического гистерезиса изменяется от $\Delta\sigma$ = (109 ± 2) МПа до $\Delta\sigma$ = (193 ± 2) МПа с увеличением температуры испытания при максимально приложенной деформации $\varepsilon_{зад}$ = 5,4 % и сильно зависит от степени деформации образца, что обосновывается нестабильностью кривых текучести. Близкое поведение испытывают монокристаллы $Ni_{51}Fe_{27}Ga_{18}Co_4$ в состояние после роста в двухфазном состоянии, однако стабилизация мартенсита проявляется в меньшей степени [5].

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 16-19-10250.

Литература:

1.Orientation dependence and tension/compression asymmetry of shape memory effect and superelasticity in ferromagnetic $Co_{40}Ni_{33}Al_{27}$, $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ and $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ single crystals / Y. Chumlyakov [et al.] // Materials Science and Engineering A. – 2008. – V. 481–482. – P. 95–100.

2.Martensitic transformation of (Ni55.3Fe17.6Ga27.1)100-xCox magnetic shape memory alloys / H. Zheng [et al.] // Acta Materialia. – 2005. – V. 55. – P. 5125–5129.

3.Magnetic-field-induced strain assisted by tensile stress in $L1_0$ martensite of Ni-Fe-Ga-Co alloy / F. Masdeu [et al.] // Appl. Phys. Lett. – 2008. – V. 93. – P. 152503–152508.

4.Влияние частичной деформации памяти формы на взрывообразный характер ее восстановления в кристаллах сплава Ni-Fe-Ga-Co при нагреве / В.И. Николаев [и др.] // ПЖТФ. – 2016. – Т. 42. – P. 18-27.

5.Ориентационная зависимость термического и механического гистерезиса в монокристаллах сплава $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ / Осипович К.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. // Сборник научных трудов XIV Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, г. Томск, 2017 г.

****

АМОРФИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ CU-NB ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Пермякова И.Е.[1], Глезер А.М.[1, 2], Карпов М.И.[3], Штанский Д.В.[2], Горшенков М.В.[2], Щетинин И.В.[2]

[1] Россия, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», inga_perm@mail.ru

[2] Россия, НИТУ «МИСиС», a.glezer@mail.ru

[3] Россия, ИФТТ РАН, karpov@issp.ac.ru

THE AMORPHIZATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CU-NB NANOCOMPOSITES UPON HIGH-PRESSURE TORSION

I.E. Permyakova, A.M. Glezer, M.I. Karpov, D.V. Shtansky, M.V. Gorshenkov, I.V. Shchetinin

The results of structural transformations and mechanical behavior of nanocomposites produced by multiple pack rolling of the alternating layers of copper and niobium and subjected to high quasi-hydrostatic pressure torsion in Bridgman chamber subsequently are described in presented scientific work. The detailed analysis of structural change of the studied material is carried out by the HR TEM methods. The nature of

change of microhardness of nanocomposites in three dimensions (3*D*) is studied with varying degrees of deformation in the process of torsion. The phenomenon of structural amorphization and sharp increase of strength characteristics are revealed.

Введение

Металлические многослойные композиты с наноразмерной толщиной слоев - наноламинаты, являются типичными представителями наноструктурных материалов. Композиты Cu-Nb состоят из металлов, взаимная растворимость которых близка к нулю. В сочетании с высокой пластичностью это свойство делает их идеальной парой для получения наноламината. Кроме того, такой наноламинат представляет интерес как объект с необычными физическими свойствами: высокая электропроводность меди, сверхпроводимость ниобия [1]. Возникла идея подвергнуть нанокомпозиты системы Cu-Nb кручению под высоким давлением (КВД). Как известно, большие деформации позволяют реализовывать новые структурные состояния и уникальные свойства в материалах, недоступные для классических методов механических испытаний.

Методика

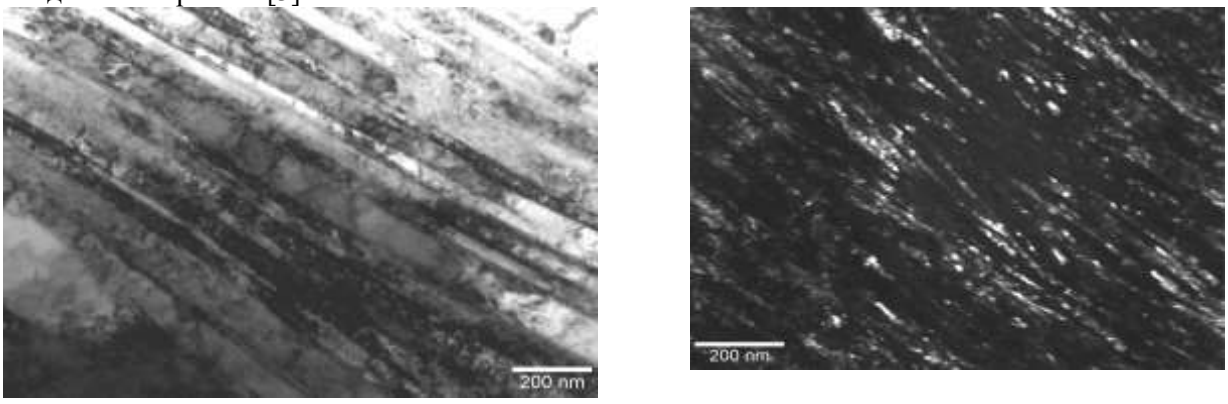
Композиты Cu-Nb получали путем проведения многократной пакетной прокатки - последовательности операций, составляющих технологический цикл: сборка пакета из определенного числа слоев, горячая прокатка пакета в вакууме, холодная прокатка на воздухе до толщины, равной толщине одного исходного слоя, составляющего композит [2].

КВД осуществляли в камере Бриджмена (P = 4 ГПа) при различных величинах деформации в диапазоне (1/2-4)N, где N – число полных оборотов подвижной наковальни. Изменения в структуре образцов изучались с помощью ПЭМ и СПЭМ. Анализ химического состава и распределения элементов в образцах осуществлялся с применением методов СПЭМ и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Наличие аморфной и кристаллической фаз также контролировалось проведением РСА. Индентирование нанокомпозитов проводили в области 1/2 радиуса консолидированных дисковых образцов в трех измерениях.

Экспериментальные результаты

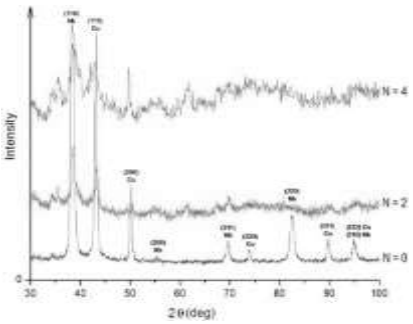
Детально изучены структурные изменения, происходящие в нанокомпозитах Cu/Nb при разных степенях деформации в камере Бриджмена. После КВД у наноламинатов наблюдается заметное истончение слоев (рис. 1). По мере накопления деформации происходит деградация наноламинатной структуры образцов: нарушается регулярность чередования слоев, наблюдается их раздробление и искривление при сохранении общей ориентированности структурных составляющих.

Методами ПЭМ и РСА после КВД (N = 4) впервые отмечен частичный переход системы Cu/Nb из кристаллического состояния к рентгеноаморфному (рис. 2). Обнаружено образование областей с аморфной структурой, непосредственно связанных с межфазными границами нанокристаллов Nb и Cu (рис. 3). Тем самым экспериментально подтверждены предсказания теоретического рассмотрения, проведенного в работе [3].



а) *б)*

Рис. 1 ПЭМ-изображения планарной структуры наноламинатов Cu-Nb в светлом поле после 2 оборотов (а) и в темном поле 4 оборотов (б).



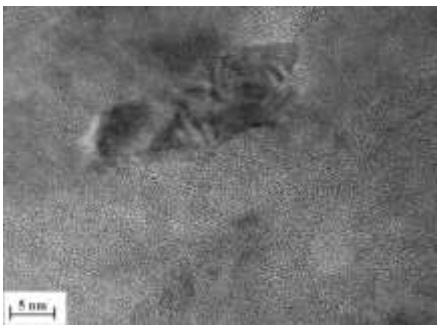


Рис. 2 *Рис. 3*

Рис. 2 Рентгенограммы нанокромпозитов Cu/Nb до и после КВД.

Рис. 3 ПЭМ-изображение высокого разрешения структуры нанокомпозита Cu/Nb после КВД (N = 4).

С увеличением деформации в процессе КВД наблюдается существенной упрочнение нанокомпозитов системы Cu/Nb. Можно констатировать троекратное увеличение микротвердости: до обработки КВД (HV_{Init} = 2,28 ГПа) и после четырех полных оборотов (HV_{SPD} = 6,84 ГПа).

Обнаружен переход от анизотропии микротвердости в исходном состоянии к изотропии данного свойства при достижении КВД в 4 оборота. При N = 2 наблюдается поверхностное упрочнение нанокомпозитов: разница между *HV* на поверхности и в объеме составляет 29 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402"А").

Литература

[1] Глезер А.М., Пермякова И.Е. Перспективные материалы на основе системы Cu-Nb: получение, свойства, применение (обзор) // В кн. "Перспективные материалы и технологии: монография". В 2-ух т. / А.В. Алифанов [и др.]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. Т. 2. С. 54-72.

[2] Karpov M.I., Vnukov V.I., Medved N.V., Volkov K.G., Khodos I.I. Nanolaminate-bulk multilayered Nb-Cu composite: technology, structure, properties // Proceedings of 15th International Plansee Seminar.
(28 May-1 June 2001). Eds.: G. Kneringer, P. Rodhammer, H. Wildner. – Plansee Holding AG, Reutte, Tirol, Austria, 2001. V. 4. P. 97-107.

[3] Липницкий А.Г. Термодинамика и компьютерное моделирование на атомном уровне металлических систем с наноразмерной структурой. Диссертация на соискание ученой степени д.ф.-м.н.: 01.04.07. – Белгород, 2010. 264 с.

*****

Многослойные металлические материалы, состоящие из сотен и тысяч слоёв, обладают значительным потенциалом для современного машиностроения. Ламинарная структура, которая характеризуется равнотолщинным и параллельным расположением слоёв в продольном и поперечном сечении материала листового сортамента, может быть получена путём использования высокопроизводительного метода горячей пакетной прокатки. Однако к настоящему времени исследования усталостных характеристик многослойных стальных материалов не проводились.

Для проведения исследования, были использованы образцы, изготовленные в соответствии с экспериментальным технологическим маршрутом, на основе двух нержавеющих сталей, аустенитной 08Х18Н10 (AISI 304) и ферритной 08Х18 (AISI 430) [1]. Образцы с количеством слоев 100 и 1400, были изготовлены из горячекатаной полосовой заготовки толщиной 2 мм. В первом случае толщина единичного слоя составила 20 мкм, а во втором 1,4 мкм. Целью исследования было изучения влияния многослойной структуры на усталостное поведение ММК с применением ускоренной методики, суть которой состоит в следующем.

В процессе испытания, максимальная нагрузка циклического нагружения ступенчато увеличивается, начиная со значений при котором материал, не испытывает повреждений и до значений при котором происходит разрушение образца. Реакция материала на циклическое нагружение непрерывно отслеживается измерительными приборами и отображается на графике в виде зависимости от нагрузки и количества циклов (рис.1). На основе численно-графических методов, предел усталости может быть оценен как $\sigma_{max,e}$ по изменению угла наклона кривой, отображающей реакцию материала, в области резкого скачка от монотонного, почти линейного протекания, к экспоненциальному возрастанию. На основе измеренного значения разрушающего максимального напряжения $\sigma_{max,f}$, коррелирующего с последним циклом нагружения, была определена необходимая величина нагрузки для испытания при постоянной амплитуде [2]. Кроме параметров удлинения, в качестве оценки накопления повреждений в исследуемых материалах, была применена резистометрия, значения которой напрямую зависят от плотности дефектов материала [3].

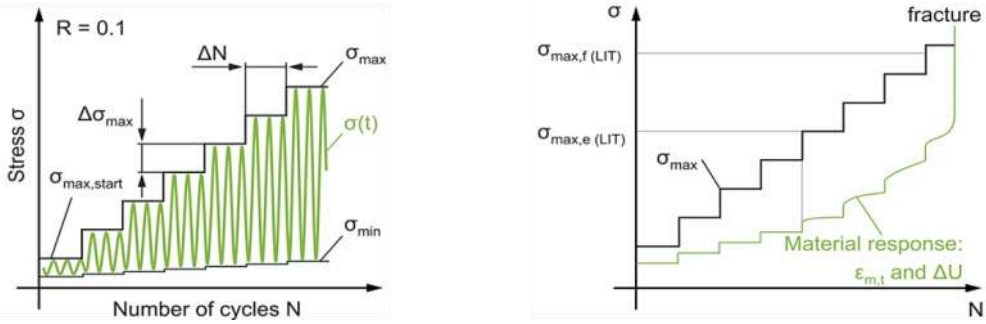


Рис.1 – Схема испытания для определения микроструктурно зависимых характеристик усталостной прочности

Данный метод постепенного повышения нагрузки, также используется для качественной и количественной оценки факторов, влияющих на усталостную прочность, таких как, например, легирующий состав, параметры изготовления, термической обработки или распределения остаточных напряжений [2]. Таким образом, этот метод испытаний принадлежит к экспресс-методам оценки усталостных процессов и развития повреждений на основе небольшого числа испытаний.

В результате проведенных исследований было установлено, что образцы многослойных материалов, полученные на основе двух нержавеющих сталей 08Х18Н10 и 08Х18 с количеством слоев 1400, выдерживают более чем в 3 раза больше циклов до разрушения, чем образцы, состоящие из 100 слоев (рис. 2).

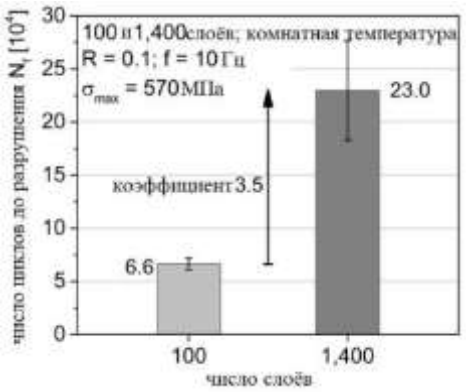


Рис. 2. Число циклов до разрушения, при испытании методом постепенного повышения нагрузки, стальных многослойных материалов с количеством слоев 100 слоев 1400

Полученные результаты имеют общее с исследованиями по определению усталостных характеристик на образцах многослойных материалов композиций Cu/Au и Cu/Nb, имеющих нанометрические толщины слоев [4,5]. Было установлено, что при уменьшении толщин слоев в исследуемых материалах наблюдается повышение усталостных характеристик. Методами просвечивающей электронной микроскопии также не было обнаружено ни полос скольжения, ни дислокационных ячеек вблизи поверхности разрушения. По мнению авторов, существующий дислокационный подход к описанию механизма разрушения при усталости не может быть применен к многослойным материалам, имеющим слои нанометрической толщины [4]. В связи с этим, роль межслойных поверхностей раздела в материале такого типа материала видимо является значительной, учитывая предположение о том, что дислокации движутся индивидуально или небольшими группами по межслойным границам [6].

Учитывая выше сказанное, представляет значительный интерес в установлении механизма повышения усталостных характеристик материалов, имеющих дисперсную многослойную структуру, полученных высокопроизводительным методом горячей пакетной прокатки, с использованием промышленно выпускаемых сталей.

Литература:

1.Колесников А.Г., Плохих А.И., Михальцевич И.Ю. Исследование возможности получения субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки//Производство проката.–2010.– № 3. - С. 25 -31

2.Walther, F.: Microstructure-oriented fatigue assessment of construction materials and joints using short-time load increase procedure. MP Mater. Test. 56 (2014), 519-527.

3.Polák, J.; Fardoun, F.; Degallaix, S.: Analysis of the hysteresis loop in stainless steels. Mat. Sci. Eng. A 297 (2001), 144-161

4.Wang, Y.C.; Misra A.; Hoagland R.G.: Fatigue properties of nanoscale Cu/Nb multilayers. Scripta Mater. 54 (2006), 1593-1598.

5.Zhu, X.F.; Zhang, G.P.: Tensile and fatigue properties of ultrafine Cu–Ni multilayers. J. Phys. D Appl. Phys. 42 (2009).

6.Wang, Y.C.; Hoechbauer, T.; Swadener, J.G.; Misra, A.; Hoagland, R.G.: Mechanical fatigue measurement via a vibrating cantilever beam for self-supported thin solid films. Exp. Mech. 46 (2006), 503-517.

****

ИЗНАШИВАНИЕ ШЛИФОВАЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ АЛМАЗНОМ СВЕРХСКОРОСТНОМ ЗАТАЧИВАНИИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Реченко Д.С.[1], Попов А.Ю.[1], Гриценко Б.П.[2,3]

[1]Омский государственный технический университет, Омск, Россия,
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
[3]Томский политехнический университет, Томск, Россия
gritsenko@ispms.tsc.ru

WEAR OF GRINDING TOOLS UNDER DIAMOND SUPERFAST SHARPENING OF HARD ALLOYS

D. S. Rechenko[1], A. Y. Popov[1], B. P. Gritsenko[2,3].

[1]Omsk State Technical University, Omsk, Russia
[2]Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634055 Russia
[3]National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050 Russia

Abstract. Influence of cutting speed of hard alloys under grinding on the wear mechanism of diamond grains of the grinding tool was carried out. It was shown that microcracking of diamond grains as the main kind of wear was observed when the cutting speed increased over 240 m / s. The grains acquired sharp edges and developed relief, which allows processing with high efficiency and quality of sharpening.

Финишная лезвийная обработка материалов в большой степени определяется качеством инструмента. В свою очередь качество инструмента зависит от его затачивания. Особенно важным это является при остром, с малым радиусом округления (~1 мкм), лезвии инструмента. В процессе затачивания твердосплавного инструмента происходит износ алмазных зерен шлифовальных элементов, что отражается на качестве затачивания. Изнашивание алмазных зерен и связки происходит вследствие истирания и выкрашивания под действием механических сил и температуры. В настоящее время установлены основные зависимости и виды изнашивания. Существует несколько видов износа алмазных зерен. Зерна, слабо удерживаемые связкой или невыгодно ориентированные на поверхности, вырываются из связки под действием сил резания. Такой отрыв может происходить либо по мостикам связки, либо за счет объемного разрушения зерен; режущие грани и вершины, наиболее выступающих алмазных зерен частично обламываются, частично истираются и заглаживаются вследствие трения об обрабатываемый твердый сплав. На поверхности алмазных зерен появляются плоские площадки износа и продольные бороздки, которые затрудняют внедрение алмазных зерен в материал (рис. 1а). Снимаемая стружка совместно с продуктами износа алмазных зерен и связки попадает в поры круга и постепенно их заполняет. Обрабатываемый твердый сплав прилипает к алмазным зернам.

Представляется интересным изучить процесс изнашивания алмазных зерен при изменении условий шлифования. С этой целью проведены исследования по влиянию скорости резания (затачивания) на механизм изнашивания алмазных зерен. При затачивании твердосплавных инструментов со скоростями резания в пределах до 120 м/с алмазные зерна истираются и заглаживаются, как было указано выше. Рабочая поверхность шлифовального круга засаливается, происходит прилипание обрабатываемого твердого сплава к алмазным зернам. Результатом такого износа является резкое повышение сил резания, повышается температура, что приводит к снижению качества и производительности затачивания.

Установлено, что при повышении скорости резания механизм изнашивания алмазных зерен изменяется. При затачивании твердосплавных инструментов со скоростями резания в пределах 120-240 м/с наблюдается макроскалывание на алмазных зернах. При дальнейшем повышении скорости, свыше 240 м/с наблюдается микроскалывание, как основной вид изнашивания. Алмазные зерна имеют острые края и развитый рельеф, что позволяет производить обработку с высокой производительностью и качеством затачивания (рис. 2).

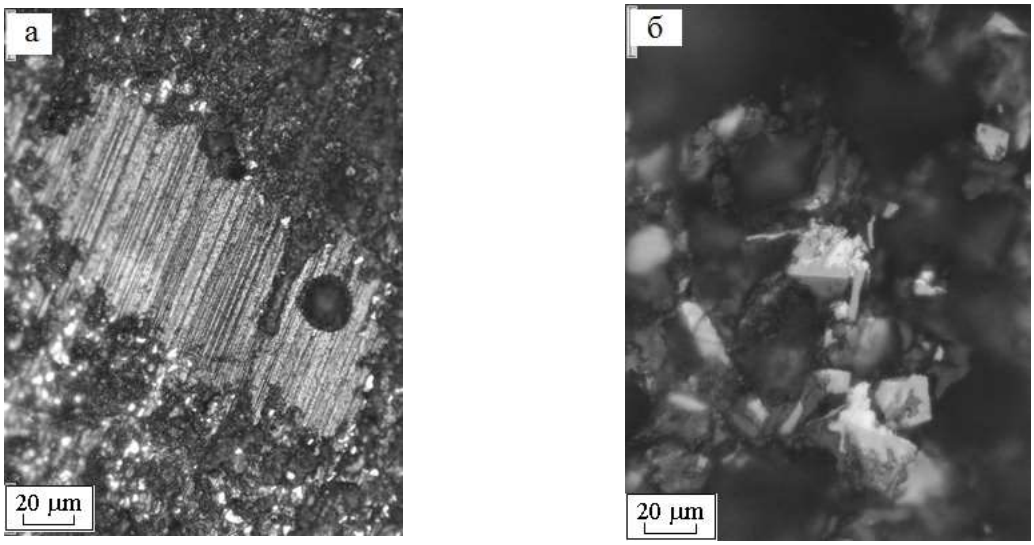


Рисунок 1. Изношенные алмазные зерна при затачивании твердосплавного инструмента со скоростями резания а) 30 м/с и б) 300 м/с

Изменение механизма изнашивания алмазных зерен с повышением скорости резания при затачивании можно объяснить тем, что в момент удара шлифовального алмазного зерна об обрабатываемый материал происходит изменение упругого перемещения связки шлифовального круга, что приводит к уменьшению упругого перемещения ΔZ и как следствие к более жесткому закреплению алмазного зерна в связке в момент удара. При сверхскоростной обработке необходимо учитывать только энергию, необходимую для разрушения объема обрабатываемого материала и кинетическую энергию алмазного зерна.

Повышение скорости резания повышает кинетическую энергию алмазного зерна, что приводит к увеличению количества трещин элементов. При этом значительное повышение скорости резания приводит к формированию трещин в самих элементарных элементах, то есть возникает процесс их дробления.

Данный процесс возникает вследствие значительного превосходства кинетической энергии, над энергией, необходимой для формирования трещин. Это объясняет уменьшение размеров частиц, получаемых при шлифовании, а также снижение шероховатости обработанной поверхности.

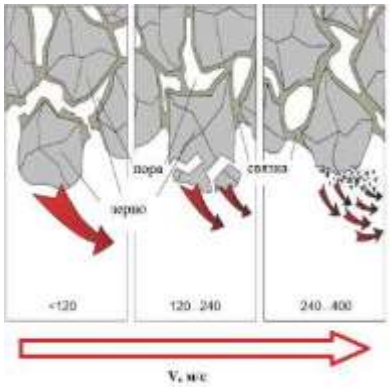


Рис. 2. Изменение механизма изнашивания алмазных зерен при повышении скорости затачивания

При шлифовании энергия, затрачиваемая на совершение роботы, определяется множеством алмазных зерен, участвующих в формировании обработанной поверхности твердосплавного инструмента. Однако, энергия, затрачиваемая на совершение работы (разрушения), разделяется не только на пластическое деформирование или образование микросколов обрабатываемого материала, но и на тепловые выделения, разрушение алмазного зерна и вынос удаленной частицы материала.

В результате проведенных исследований показано, что увеличение скорости резания приводит к изменению механизма изнашивания алмазных зерен и повышению качества обработки твердых сплавов.

****

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НОВОГО ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОЛИФЕНИЛЕНСУЛЬФОНА И ПЕПЛА ВУЛКАНИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Ржевская Е.В., Мусов И.В., Слонов А.Л., Хаширова С.Ю.
ФГБОУ ВО Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х.М. Бербекова, Россия
elena.r-1382@mail.ru

В работе представлены результаты исследования композиционного материала на основе полифениленсульфона и пепла вулканического происхождения. Для полученного композита были изучены физико-механические и реологические свойства.

Полифениленсульфон (ПФСн) – аморфный, гетероцепной полимер, содержащий в основной цепи повторяющиеся группы SO_2 (рис. 1). ПФСн используется, в основном, как конструкционный материал для изготовления изделий, работающих длительное время в экстремальных условиях без ухудшения физико-механических и электрических характеристик.

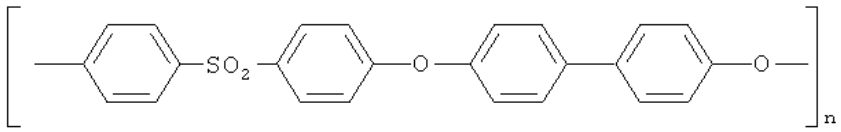


Рис. 1 Полифениленсульфон (ПФСн)

Кабардино-Балкария богата своими месторождениями, одними из которых является карьер вулканического пепла, находящийся неподалеку от селения Заюково Баксанского района. Данный вулканический пепел и стал предметом нашего исследования. В связи с этим, целью данной работы являлось изучения влияния пепла вулканического происхождения на свойства ПФСн.

Композит получали смешиванием в расплаве на двухшнековом экструдере марки Twin Tech Screw 10 мм фирмы Twin Tech (Великобритания), с пятью зонами нагрева, со скоростью вращения шнека 60 об./мин и прямой подачей через бункер.

Композиционный материал после экструдирования, отливался на литьевой машине марки SZS-20 Haitai Machinery (Китай), при температуре расплава 390-400 °С и температуре формы 180 °С.

Для проведения механических испытаний применяли универсальную испытательную машину GT-TCS-2000, производства Китай. Испытания на статический изгиб проводили по ГОСТ 4648-2014, на определения модуля упругости при растяжении по ГОСТ 9550-81, на разрыв по ГОСТ 11262-80.

Ударные испытания проводились по Изоду на приборе Gotech Testin Machin марки GT-7045-MD по ГОСТ 19109-84. Для испытаний применяли образцы двух типов: без надреза и с надрезом.

Определение твердости производилось на дюрометре Шора, шкала «D» ASTM D 2240 ISO 868 по ГОСТ 24621-91. Использовался закаленный стальной индентор с радиусом острия 0,1 мм.

Реологические свойства полученного композита исследовались на вискозиметре ИИРТ-5 (Россия) по ГОСТ 11645-73 при температуре 623К и нагрузке 5 кг.

Композиционный материал на основе ПФСн был получен с введением 10 % вулканического пепла. Наполнитель имеет достаточно крупные размеры: основная масса частиц имеет эквивалентный диаметр 17 – 20 мкм. При этом в порошке также присутствуют небольшие количества наноразмерных частиц.

Введение наполнителя приводит к повышению модуля упругости ПФСн как при изгибе, так и при растяжении. Введение 10 % вулканический пепел повышает модуль упругости при изгибе на 357 МПа, что составляет 14,7% от исходного значения, а при растяжении на 204 и 262 МПа, что составляет 10,5 и 13,1% соответственно. Эффект повышения упругой деформации обусловлен тем, что частицы наполнителя обладая высокой жесткостью не деформируются при приложении нагрузок и вместе с тем ограничивают деформацию полимерной матрицы.

Рассмотрены физико-механические параметры исследуемого нами материала. Основные параметры, такие как, изгибающее напряжение, предел текучести при растяжении, прочность при разрыве увеличиваются с добавлением в полимерную матрицу вулканического пепла. Указание свойства повышаются на 8, 3, и 3,2 % соответственно. Отметим также, что предел текучести при растяжении и максимальная нагрузка (прочность при разрыве) совпадают. Это связано с тем, что при максимальном растяжении, образец образует шейку, которая, не успев полностью вытянуться, разрывается. Введение наполнителя приводит к снижению пластичности полимерного матрицы, что выражается в снижении удлинения при пределе текучести и при разрыве, так как, как говорилось ранее, жесткие частицы наполнителя препятствуют деформации полимера, создавая дополнительные перенапряжения.

Введение вулканического пепла приводит к значительному снижению ударной вязкости полифениленсульфона. Ударная вязкость является величиной отражающей способность материала противостоять высокоскоростным нагрузкам и складывается из прочности и пластичности полимерной матрицы. В свою очередь наполнитель, имея крупные размеры частиц, снижает пластичность ПФСн, создает в матрице дефекты и центры перенапряжений, что сопровождается снижением устойчивости материала к ударным нагрузкам.

Данные по твердости показывают, что содержание частиц твердого наполнителя приводит к увеличению сопротивления материала к проникновению в него другого, более твёрдого тела.

Добавление 10 % вулканического пепла приводит к незначительному понижению текучести расплава, что, по-видимому, связано с затруднением течения расплава полимера, так как частицы наполнителя создают препятствия потоку.

Таким образом, исследовано влияние вулканического пепла на физико-механические и реологические свойства полифениленсульфона. Пепел вулканического происхождения может применяться как дешевый и инертный наполнитель для материалов, требующих высокую жесткость и не подверженных ударным нагрузкам.

****

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ TIC-TIAL И TIB_2-TIAL МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Романов Д.А., Пронин А.Ю., Гостевская А.Н., Септиков М.А., Гаевой Е.А., Громов В.Е.
Сибирский государственный индустриальный университет, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы являлась разработка научных основ экологически чистой технологии получения беспористых многофункциональных покрытий систем TiC-TiAl, TiB_2-TiAl с низким коэффициентом трения методами электровзрывного напыления (ЭВН) и последующей электронно-пучковой обработки (ЭПО).

В рамках математического моделирования на основе расчета механических напряжений на границе «многослойное покрытие–подложка» с помощью матричных алгоритмов теории упругости неоднородных сред установлены значения параметров воздействия ЭВН и ЭПО, обеспечивающие максимальные значение механических напряжений. С позиций физики плазмы и электрофизики, опираясь на результаты математического моделирования, проведена оптимизация режимов работы используемых в проекте электрофизических установок, генерирующих потоки плазмы и импульсно-периодические высокоинтенсивные электронные пучки с параметрами, обеспечивающими термокинетические условия для получения композиционных покрытий с регламентированной структурой. В рамках физического материаловедения выявлены и проанализированы закономерности электровзрывного напыления и электронно-пучкового модифицирования структурно-фазового состояния покрытий систем TiC-TiAl TiB_2-TiAl, проведены исследования структурно-фазовых состояний покрытий, формирующихся в широком интервале значений параметров внешнего воздействия (длительности импульса воздействия, плотности энергии плазменных струй и пучков электронов, частоты их следования и количества импульсов воздействия). Методами металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа проведены исследования фазового и элементного состава, дефектной субструктуры покрытия и

переходного слоя между покрытием и подложкой. С позиций механики деформируемого твердого тела проведен комплексный анализ физико-механических и трибологических свойств композиционных покрытий (микро- и нанотвердость, модуль упругости, коэффициент трения, износостойкость в условиях сухого трения), обоснованы критерии выбора практически значимых композиций на основе карбидов, боридов металлов и оптимизированы режимы электровзрывного напыления и электронно-пучковой обработки.

Получены интерметаллидные универсальные композиционные беспористые покрытия, обладающих низким коэффициентом трения, покрытий на основе износостойких систем TiC-TiAl и TiB_2-TiAl. Их модифицирование реализовано в две стадии. На первой стадии проведено электровзрывное напыление покрытий с наполненной структурой. На второй стадии осуществлено облучение сформированных покрытий высокоинтенсивными импульсными электронными пучками с целью снижения степени шероховатости поверхности, гомогенизации состава и наноструктурирования, повышения износостойкости и твёрдости. Наноструктурирование покрытий толщиной в десятки микрометров до размера кристаллитов менее 100 нм осуществлено в условиях импульсно-периодического электронно-пучкового переплавления материала покрытия и последующего его высокоскоростного охлаждения путем отвода тепла в объем интегрально холодного материала подложки.

Композиционные покрытия выбранных систем TiC-TiAl и TiB_2-TiAl нанесены на штамповую оснастку из штамповых сталей Х12МФ и 5ХНМ, методом электровзрывного напыления на электровзрывной установке ЭВУ 60/10 М (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) с использованием алюминиевой фольги, а также порошков титана, диборида титана и карбида титана с размером частиц 0,1…1,0 мкм. Покрытия нанесены при тепловом воздействии, вызывающем нагрев поверхности подложки до температуры плавления.

Импульсное переплавление поверхностного слоя выполнено высокоинтенсивными электронными пучками, обеспечивающими контролируемый нагрев до температуры выше температуры плавления и самозакалку из расплава со скоростями охлаждения до 1000000 К/с (длительность импульса 50…200 мкс, плотность энергии пучка электронов до 100 Дж/см2, частота следования импульсов воздействия пучка до 10 Гц, толщина расплава 20…30 мкм).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

****

ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЕ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБАХ ПРИ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Саввина А.В., Федоров Ю.Ю.

Россия, ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, io1982@mail.ru, yuristan@yandex.ru

CRACKING IN MULTI-LAYER POLYETHYLENE PIPES AT LOW CLIMATIC TEMPERATURES

Savvina A.V., Fedorov Y.Y.

When tensile tests of models of multilayer plastic pipes (MPT) in the range of low climatic temperatures, revealed the decisive role of the interlayer connection reliability of the multilayer plastic pipes.

Главным препятствием на пути внедрения многослойных полимерных труб (МСПТ) в практику строительства и эксплуатации трубопроводов высокого давления в регионах холодного климата и многолетнемерзлых грунтов является неисследованность механического поведения изделий в этих условиях и, как следствие, несовершенство, либо полное отсутствие соответствующей нормативной базы.

В исследованиях был испытан МСПТ состоящий из трех слоев: внутреннего и внешнего из полиэтилена марки ПЭ80 и промежуточного – армирующего, состоящего из двух слоев арамидной нити, перекрестно-намотанных в направлении осей максимальных напряжений и покрытых технологическим слоем из полиэтилена низкой плотности (ПЭНП). Поэтому, очевидно, исследования не могут ограничиваться испытаниями отдельных слоев, т.к. МСПТ имеет свои

отличительные свойства, и, конечно же, её необходимо исследовать как единое целое, как систему [1].

В [2] была предложена декомпозиция задачи комплексной оценки несущей способности МСПТ с определением трех основных подзадач, одна из которых предусматривает оценку кратковременной прочности конструктивных элементов МСПТ при пиковых значениях нагрузок, т.е. при квазистационарной рабочей нагрузке.

Оценка несущей способности МСПТ при низких климатических температурах проводилась в испытаниях на растяжение модельных образцов-лопаток, изготовленных из армированных полиэтиленовых труб (∅140мм) в диапазоне климатических температур.

Образцы изготовлены в соответствии с ГОСТ 11262-80, тип 2. Продольная ось образца совпадает с осью трубы. Испытательная машина – универсальная разрывная машина UTS-20K с температурной камерой. Температура испытаний: +20ºС, 0ºС, -5 ºС, -10 ºС, - 15ºС, -30 ºС и -60ºС, при скорости движения захватов испытательной машины 25 мм/мин.

Результаты экспериментов - диаграммы деформирования σ–ε; модельные схемы и температурные зависимости $\varepsilon_p(T)$ приведены на рис.1.

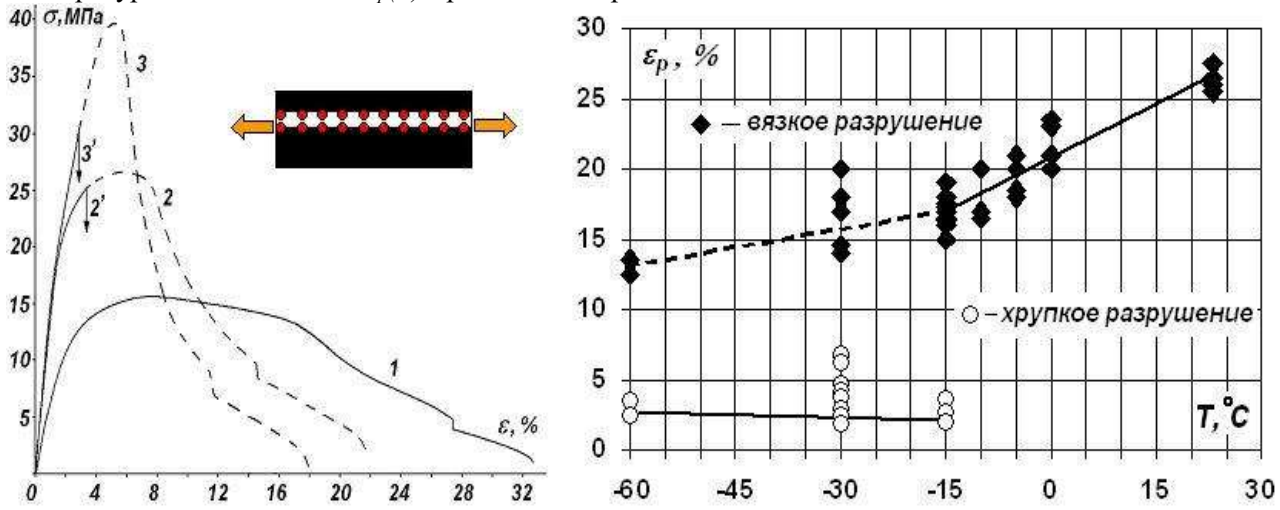


Рис.1. Деформационно-прочностные диаграммы, условные схемы образцов МСПТ и температурные зависимости относительной деформации разрыва внешнего слоя трубы при растяжении: 1 - 20 ℃; 2 и 2′ - -15 ℃; 3 и 3′ - при температуре -60 ℃; ♦ - вязкий разрыв; о - хрупкий разрыв.

Индексом ε_p обозначены относительные удлинения, соответствующие моменту разрушения внешнего слоя модельного образца МСПТ, который четко фиксируется на диаграммах деформирования σ–ε характерной «ступенькой», см. рис.1. Отметим основные особенности проявления механизма разрушения образцов.

При температурах испытаний T≥-10°C все образцы разрушились вязко.

При T≤-15°C наряду с вязкими, имеют место и хрупкие разрушения. Здесь и ниже термин «хрупкое разрушение образца» используется как в случае хрупкого разрыва всего образца, так и в случае хрупкого разрыва только внешнего (поверхностного для трубы) слоя образца МСПТ.

Таким образом, в квазистатических испытаниях на кратковременную прочность при растяжении модельных образцов МСПТ на температурной зависимости прочности, в диапазоне температур -10 ÷ -15°C выявлен вязко-хрупкий переход (ВХП). При температуре испытаний T>T(ВХП), процессы деформирования в наружном и внутреннем слоях происходят «раздельно», что выражается в неодновременном переходе слоев в стадии потери устойчивости (шейкообразования) и разрушения. При T≤T(ВХП) часть образцов разрушается хрупко, часть - вязко, успевая образовать шейку.

При T=-60°C один образец, разрушился с образованием двух коллинеарных поверхностей разлома (соответственно внешнего и внутреннего слоев модельного образца), разделенных трещиной расслоения между внутренним и технологическим (срединным) слоями.

При всех температурах испытаний вязкие разрушения модельных образцов характеризуются развитием необратимой деформации (переход в шейку и дальнейшее удлинение) раздельно в

поверхностном и внутреннем слоях. На диаграммах растяжения (σ - ε) момент разрыва первой шейки отмечается явно выраженной «ступенькой».

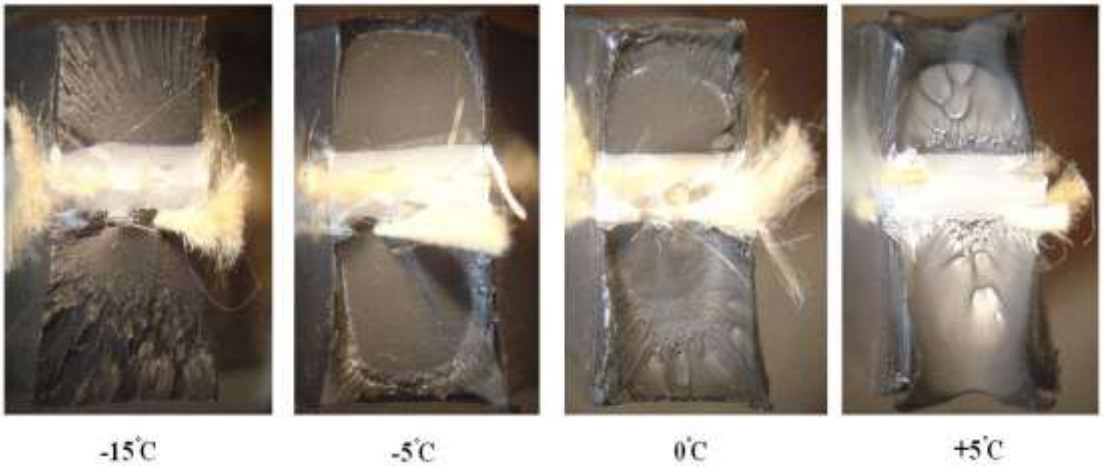


Рис.2. Фотографии растрескивании технологического слоя МСПТ в испытаниях на растяжение при различных температурах.

Таким образом, на основании вышеизложенного, механизм разрушения модельного образца МСПТ в испытаниях на растяжение, заключается в растрескивании технологического слоя (рис.2), адгезионно связанного со слоями ПЭ80 (внутренняя и внешняя оболочки МПТ), способность которых к торможению трещины и определяет переход от вязкого разрушения к хрупкому при понижении температуры испытаний. При этом отметим, что «спектр растрескивания» среднего слоя, определяющий хрупкое разрушение в температурном диапазоне испытаний, характеризуется параметрами: по ε = 2,0÷6,7%; по σ=16,4÷31,7МПа.

Таким образом, наличие адгезионной связи, между полимерными слоями МСПТ с разными физико-механическими характеристиками, может привести к хрупкому разрушению при низких климатических температурах.

Список используемых источников

1.Козодоев Л.В. Организация НИОКР по испытанию и сертификации армированных полиэтиленовых труб // Полимергаз, 2001. №4. С. 40-43.

2.Сальников А.Ф., Сыпачева Е.С. Оценка несущей способности полимерно-армированных труб различных типоразмеров // Вестник ИжГТУ / ИжГТУ. – Ижевск, 2003. №4. С.20-23.

****

ОЦЕНКА ЦЕЛОСТНОСТИ СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Северов П.Б.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Россия, alpinprom@yandex.ru

Non-damage estimation for CFRP by using of acoustic emission data. Severov P.B. Damage accumulation processes for quasi and re static tension of unidirectional CFRP specimens are investigated by acoustic emission method. The possibility of damage degree estimation during the inelastic deformation and fracture is shown.

В докладе представлены методика и некоторые результаты экспериментальных исследований накопления повреждений в образцах из однонаправленного многослойного углепластика без концентраторов и с концентраторами напряжений при квазистатическом и повторно статическом нагружении с позиций общей методологии неупругого деформирования и разрушения твердых тел и сред как эволюционного процесса от начала нагружения до окончательной потери несущей способности материала [1]. Деструкция

материала образцов в поле приложенных усилий сопровождается рассеянием механической энергии. Регистрация потока акустико-эмиссионных импульсов, энергия которых коррелирует с механической энергией, выделяемой в элементарных актах разрушения материала, позволяет оценить уровень накопленных повреждений образцов в процессе их неупругого деформирования и разрушения [2].

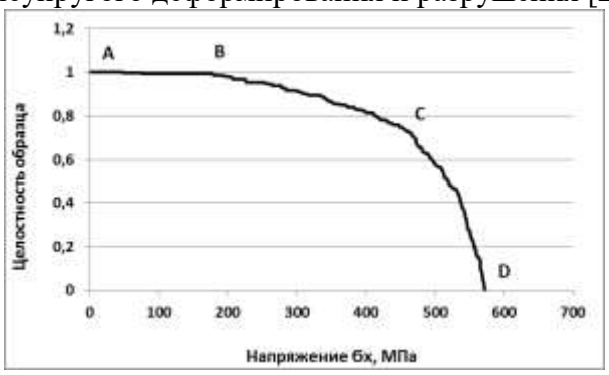


Рис.1. Диаграмма нагружения образца при постоянной скорости перемещения плунжера

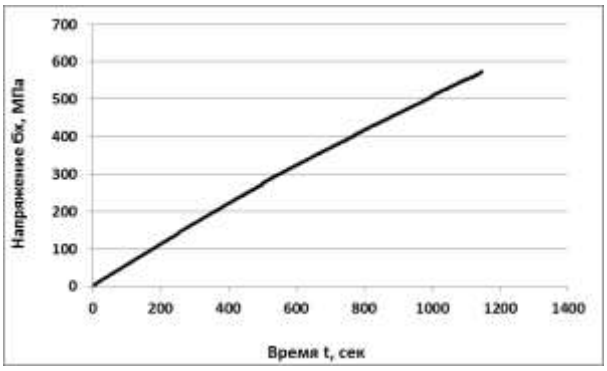


Рис.2. Целостность образца в зависимости от напряжения

На рисунках 1 и 2 представлены диаграмма нагружения корсетного образца без концентратора напряжений, вырезанного из слоистого углепластика по направлению укладки волокон, и изменение целостности образца в зависимости от уровня достигнутых напряжений. Испытание проводилось с постоянной скоростью перемещения активного захвата, равной 1 мкм/сек.

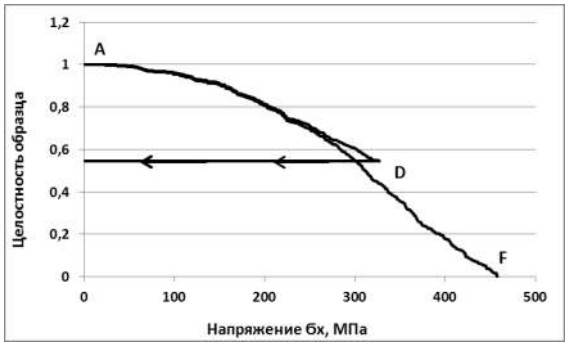


Рис.3. Диаграмма нагружения образца с поцикловым увеличением максимального перемещения плунжера

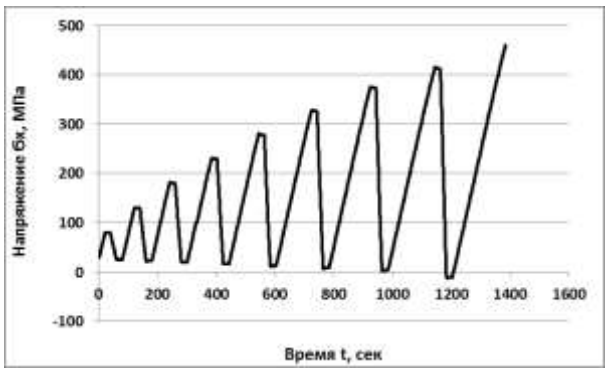


Рис.4. Целостность образца в зависимости от напряжения

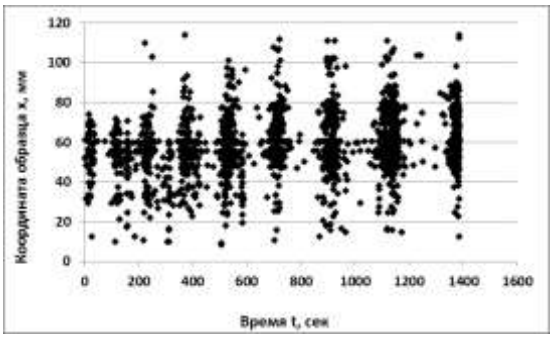


Рис.5. Развитие процесса разрушения образца по его длине во времени от цикла к циклу

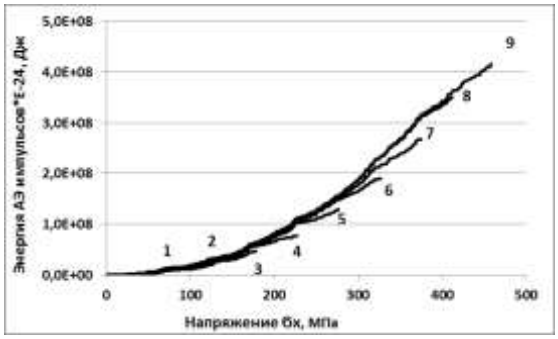


Рис.6. Суммирование энергий АЭ импульсов с добавлением очередного цикла нагружения

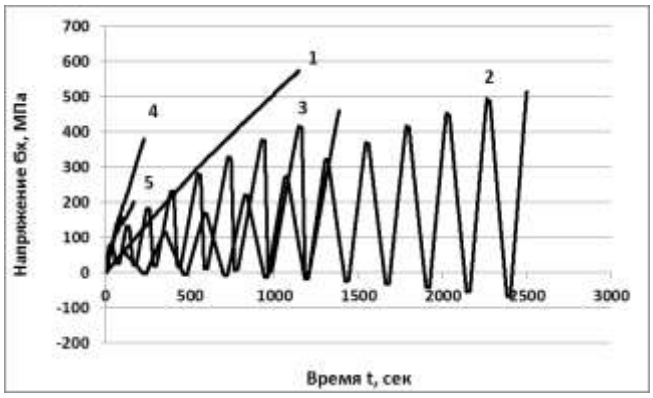


Рис.7. Диаграммы нагружения корсетных образцов

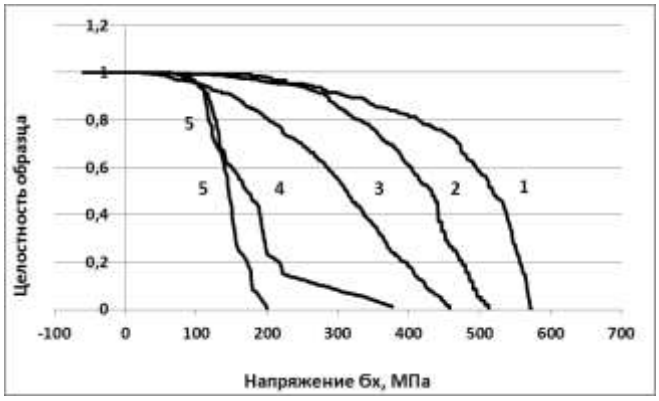


Рис.8. Целостность корсетных образцов в зависимости от уровня напряжений

Примечание: 1, 2, 3 – образцы без концентраторов напряжений, 4, 5 – образцы с концентраторами напряжений (с одним 4 и двумя 5 боковыми надрезами)

На участке CD (рис.2) при напряжениях выше 470 МПа незначительные приращения усилий существенно увеличивают уровень накопленных повреждений, подвергая материал риску катастрофического разрушения. На рисунках 3 и 4 представлены диаграмма нагружения такого же образца с поцикловым увеличением максимального перемещения активного захвата на 0,1 мм и аналогичный график изменения целостности образца при таком нагружении (кривая AF). Развитие от цикла к циклу процесса разрушения образца по его длине во времени показано на рис.5.

Отчетливо видны группы импульсов в строгом соответствии с цикличностью повторно статического нагружения. Последствия деструкции материала явным образом проявляются на путях уменьшения напряжений в виде остаточных деформаций, так как продукты разрушения обратно идеально не упаковываются. На рис.6 приведено графическое представление накопления повреждений (в понимании суммирования энергий АЭ импульсов) с добавлением очередного цикла нагружения.

Например, кривая под номером 6 содержит сумму повреждений, полученных в циклах от 1 до 6 включительно. Целостность образца после 6 циклов нагружения, равная 0,55, определяется ординатой точки D линии AD целостности образца по сумме 6 циклов нагружения (рис. 4). Следует отметить, что при одинаковых напряжениях целостность образца по сумме n циклов всегда больше целостности образца по сумме m циклов, где m > n.

Инженерное применение оценки механического состояния конструкционных материалов в ходе эксплуатации с учетом полученных повреждений $\omega_{АЭ}$, рассчитанных по кривым суммирования энергий АЭ импульсов, может заключаться в определении целостности материала исследуемого элемента конструкции в зависимости от истории нагружения (1, 2, 3 рис. 7, 8) и концентрации напряжений (4, 5 рис. 7, 8). Кривые целостности строятся в зависимости от одного из параметров эксплуатации, определяемого в качестве наиболее важного. В данном случае таким параметром выступает номинальное напряжение σ_x, но подход принципиально не изменяется при выборе параметром эксплуатации времени или количества циклов нагружения.

Вывод. Показана возможность оценки целостности образцов из многослойного углепластика по данным синхронного измерения механических и акустико-эмиссионных характеристик при квазистатическом и повторно статическом нагружении.

Литература

1. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред // Физическая мезомеханика, 2013, Т.16, №1, С.5-26

2. Северов П.Б. Оценка механического состояния слоистых углепластиков по акустико-эмиссионному отображению процессов неупругого деформирования и разрушения // Проблемы машиностроения и автоматизации, 2016, №4, С.85-92

****

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД-ВОЛЬФРАМ-МОЛИБДЕН-ХРОМ-ВАНАДИЙ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Сергеев Н.Н., Гвоздев А.Е.[1], Кутепов С.Н.[2]

Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1], kutepov.sergei@mail.ru[2]

THE CHANGE IN THE CHARACTERISTICS OF STRENGTH AND PLASTICITY OF THE METAL POWDER OF THE SYSTEM IRON-CARBON-TUNGSTEN-MOLYBDENUM-CHROMIUM-VANADIUM WITH THERMO-MECHANICAL TENSILE

N.N. Sergeyev, A.E. Gvozdev, S.N. Kutepov

The regularities of the change in the characteristics of the strength and ductility of the iron-carbon-tungsten-molybdenum-chromium-vanadium powder metal system during thermomechanical stretching in the temperature range 600-900 C, at different deformation rates are revealed.

С использованием разработанного комплексного подхода [1], включающего высокотемпературные механические испытания, оптимальное планирование экспериментальных исследований, математическое моделирование поведения металлических систем при различных внешних термомеханических воздействиях и в предпереходных состояниях, выполнены экспериментальные исследования цилиндрических образцов на растяжение при различных скоростях деформации в определенном диапазоне температур.

Анализ состава, структуры и свойств исследуемого сплава показывает, что он имеет сложный химический состав: 1,0%C–6,1%W–5,3%Mo–4,1%Cr–2,0%V–Fe (основа матрица). Сплав имеет сложный, установленный рентгеновским анализом, фазовый состав: легированный феррит (71%) и карбиды различных составов: Fe_3W_3C (5,8%), Fe_3C (4,8%), Mo_2C (3,4%), $Cr_{23}C_6$ (3,0%), VC (2,0%). Структура состава гетерогенная, неоднородная и многофазная: средний диаметр карбидов – 1,0 мкм, расстояние между карбидами 0,72 мкм, диаметр зерна феррита – 3,7 мкм по данным количественного металлографического анализа. Механические свойства сплава в состоянии поставки перед испытаниями следующие: предел прочности – 950 МПа, предел пластичности – 0,20, относительное удлинение – 10%, модуль нормальной упругости при 20°С – 232 ГПа, твердость 350НВ, плотность сплава составляет $8{,}0\times10^3$ кг/м^3. Сплав получен методом порошковой металлургии, включающей следующие основные операции: выплавку, получение порошка посредством распыления жидкого металла азотом, экструзию порошка в капсулах со степенью деформации 88% и последующую термическую обработку заготовок (отжиг) с целью снижения твердости и улучшения обрабатываемости резанием.

Для температур в интервале 750-850 °С со скоростью деформации 0,0002 с$^{-1}$ построена математическая модель связывающая характеристику прочности труднодеформируемого сплава $\lg\sigma$ с изменением температуры (кодовое значение температуры в модели (1) дано в кодовых значениях x_1, изменяемых от -1 до 1):

$$\lg\sigma = 1{,}8773 - 0{,}1044x_1 + 0{,}5607x_1^2 + 0{,}4072x_1^3 - 0{,}3810x_1^4 - 0{,}3370x_1^5 . \quad (1)$$

Анализ графической зависимости $\lg\sigma = f(t)$ показывает, что с повышением температуры при растяжении прочность снижается не монотонно и с разной интенсивностью на разных интервалах изменения температур. При температуре 805 °С прочность сплава при растяжении со скоростью деформации 0,0002 с$^{-1}$ достигает экстремума – минимума, затем возрастает; при температуре 840 °С достигает максимума и понижается.

Для температур в интервале 600-900 °С при различных скоростях деформации построена математическая модель (2), связывающая относительное сужение площади поперечного сечения образца с изменением температуры x_1 и скорости деформации x_2 для исследуемого сплава, следующего вида:

$$\psi = 94{,}1080 + 4{,}9568x_1 - 7{,}7095x_1x_2 - 6{,}2190x_1x_2^2 - 9{,}2914x_1^4 + 10{,}244x_1x_2^3 \quad (2).$$

Получены графические зависимости поверхности ψ в трехмерной системе координат $\psi x_1 x_2$. Построены графические зависимости изменения характеристики ψ от изменения температуры t °С.

Установлено, что при различных скоростях деформации ψ от температуры изменяется по разному: возрастает, проходит через экстремум – маскимум (ψ_{max} = 93%), понижается (например при скорости деформации $\varepsilon = 0{,}01\ c^{-1}$).

Выявлено, что при некоторой скорости деформации, например равной 0,0567 c^{-1} график изменения пластичности ψ от температуры имеет строго монотонный установившийся характер – горизонтальный участок от 775 °С до 825 °С на кривой $\psi = \psi(t)$. Это свидетельствует о равномерном деформировании образца при растяжении и установившейся стадии пластического течения гетерофазного материала, что может быть связано с процессами упрочнения и разупрочнения, развивающимися в гетерофазной исследуемой сложнолегированной металлической системе [2].

Выявленные закономерности изменения прочности и пластичности труднодеформируемого сложнолегированного тугоплавкими металлами порошкового сплава в исследованном температурном поле могут быть полезны при разработке малоотходных технологий его термомеханической обработки.

Литература

1. Комплексный подход к исследованию экспериментальных эффектов в металлических, композиционных и нанокристаллических материалах: монография. Под ред. д-ра техн. наук, проф. А.Е Гвоздева // А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев и [др]. – Тула: Издательство ТулГУ, 2014 – 128 с. ISBN 978-5-7679-2969-9.

2. Особенности протекания процессов разупрочнения при горячей деформации алюминия, меди и их сплавов / А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, Д.Н.Боголюбова, Н.Н. Сергеев, И.В. Тихонова, Д.А. Провоторов // Материаловедение. 2014. №6. С. 48-58.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

****

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ НА ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ЛИСТОВ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1ПЧ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПОДВЕРГНУТЫХ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Серебряный В.Н., Харькова М.А., Малышев И.А., Карелин Ф.Р., Лукьянова Е.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук, Москва vns@imet.ac.ru.

EFFECT OF TEXTURE AND MICROSTRUCTURE ON FORMABILITY OF THE MA2-1HP MAGNESIUM ALLOY SHEETS, PREVIOUSLY SUBJECTED TO EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

Serebryany V.N., Kharkova M.A., Malyshev I.A., Karelin F.R., Lukyanova E.A.

It is known, magnesium alloy sheets of system Mg-Al-Zn have deficient formability at temperatures below 200ºC. A problem of the low temperature formability increase of the magnesium alloy sheets is substantially connected with features of texture and microstructure formation during plastic deformation and heat treatment. The influence of pre-deformation using equal-channel angular pressing for a change in texture, microstructure and formability of the MA2-1ph magnesium alloy sheets of is considered.

Листы из магниевого сплава МА2-1пч системы Mg-Al-Zn-Mn, полученные традиционными методами деформации, обладают высокой удельной прочностью, но пониженной пластичностью и деформируемостью. Равноканальное угловое прессование (РКУП) и последующие отжиги в данном сплаве позволяют значительно повысить низкотемпературную пластичность за счет радикального изменения текстуры и измельчения зерна на стадии РКУП и роста измельченного зерна на стадии последующего отжига [1]. Следует ожидать, что теплая прокатка из РКУП-заготовок позволит улучшить низкотемпературную деформируемость листов магниевого сплава.

Цель настоящей работы – изучение влияния предварительного РКУП на текстуру, микроструктуру и деформируемость прокатанных листов сплава МА2-1пч.

Предварительную деформацию сплава осуществляли прямым прессованием (1-й режим) и с помощью РКУП по маршруту Вс за 4 прохода с углом пересечения каналов 90° (2-й режим) Перед прокаткой образцы отжигали при 350-375°С в течение 1 часа. Пластины размером 120х20х2,5 мм прокатывали перпендикулярно направлению прессования при температуре 300ºС с суммарными деформациями 40%, промежуточным отжигом при 375°С в течение 1 часа и последующими суммарными деформациями 46% до толщины 0,8 мм.

Текстуру листов сплава исследовали на рентгеновском текстурном дифрактометре ДРОН-7 в CoKα – излучении методом «на отражение» с помощью съемки шести неполных прямых полюсных фигур (ППФ) {00.4}, {10.0}, {10.1}, {10.2}, {10.3}, {11.0} с максимальным углом наклона αmax=70° и шагом по углам α и β, равным 5° (α и β – радиальный и азимутальный углы на полюсной фигуре). Микроструктуру изучали на микроскопе «Neophot–2» с последующей обработкой в программе «Image Expert 3.3». Математическое моделирование текстурообразования при одноосном растяжении листов осуществляли в рамках термоактивационной модели [2,3]. Механические свойства и параметры деформируемости (коэффициент нормальной анизотропии (R), показатель деформационного упрочнения (n) и их произведение параметр деформируемости (K)) листов определяли на основании испытаний на растяжение при комнатной температуре на универсальной электромеханической испытательной машине «INSTRON–1185».

Основные результаты текстуры и микроструктуры приведены в Таблице 1.

В 1-м режиме после прокатки выявлено интенсивное двойникование (58% двойниковых зерен), а при последующем растяжении количество двойниковых зерен увеличивается до 92%.. Такое увеличение двойниковых зерен приводит к фрагментации структуры и как следствие понижению среднего размера зерна и связанное с ним ослабление основной базисной компоненты.

Во 2-м режиме после прокатки количество двойниковых зерен увеличивается до 99%. Однако, средний размер зерна уменьшается незначительно с 10,3 мкм до 7,9 мкм, что указывает на ослабление двойникования и усиление базисного и призматического скольжения. При растяжении рост двойниковых зерен до 43% приводит к более интенсивному уменьшению зерна, а острота базисной компоненты практически не изменяется, что связано с появлением дополнительной ориентировки (0001)<1010>. Результаты математического моделирования показывают, что после растяжения для 1-го режима хорошее совпадение экспериментальных и расчетных текстур достигается при отношении критических напряжений сдвига (КНС) базисного, призматического скольжения и двойникования 1:3,3:2 и объемной доли двойников 40%. После растяжения для 2 режима аналогичные результаты достигаются при отношении КНС 1:1,8:2 и объемной доли двойников 44%.

Таблица 1 – Основные количественные параметры микроструктуры и текстуры листов сплава МА2-1пч, полученных по режимам №1 и №2.

Режим		Микроструктура		Параметры текстуры	
		Объемная доля двойниковых зерен, %	Размер структурного элемента, мкм	острота	тип
1	прямое прессование	-	12,4	15,1	<1010> и <1120>
	прокатка	58	6,3	20,6	острая базисная
	растяжение	92	4,3	14,5	более рассеянная базисная
2	РКУП 4Вс (90°)	-	10,3	3,1	отклоненная рассеянная базисная
	прокатка	56	7,9	20,1	острая базисная
	растяжение	99	4,0	20,4	базисная +базисная типа (0001)< $10\bar{1}0$ >

Результаты механических испытаний листов сплава приведены в Таблице 2.

Таблица 2. Механические свойства и параметры деформируемости листов сплава МА2-1пч, полученных по режимам №1 и №2.

№ режима	Направление испытаний	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ, %	$R/$	n	K
1	Вдоль НП	157±1	262±1	7,0±0,8	2,8±1,5	0,07±0,01	0,20±0,13
	Поперек НП	143±1	272±4	14,0±5,3	2,2±0,6	0,13±0,05	0,29±0,19
	Под 45°к НП	133±1	267±1	11,8±2,3	2,0±0,3	0,11±0,02	0,22±0,07
	Среднее	**142±1**	**267±2**	**11,2±2,7**	**2,3±0,7**	**0,11±0,02**	**0,25±0,12**
2	Вдоль НП	141±1	265±7	22,8±3,5	1,6±0,2	0,21±0,03	0,34±0,09
	Поперек НП	162±5	296±6	25,0±0,8	2,2±0,2	0,22±0,01	0,48±0,07
	Под 45°к НП	163±8	277±1	22,9±2,7	1,4±0,3	0,21±0,02	0,29±0,09
	Среднее	**157±6**	**279±4**	**23,4±2,4**	**1,7±0,3**	**0,21±0,02**	**0,36±0,10**

Видно, что механические свойства и параметры деформируемости (n и K) листов сплава, полученных по режиму № 2, выше, чем в листах сплава, полученных по режиму № 1. При этом, для величин относительного удлинения и показателя деформационного упрочнения это увеличение двухкратное. Следует также отметить, что анизотропия механических свойств в плоскости листа для обоих режимов деформирования незначительная.

Показано, что повышение механических свойств и параметров деформируемости листов 2-го режима сплава обусловлено оптимальным соотношением активности базисного и призматического скольжения и двойникования вследствие сформировавшихся текстуры и микроструктуры на стадиях прокатки и растяжения.

Литература

1.Серебряный В.Н., Дьяконов Г.С., Копылов В.И. и др., ФММ, 2013, т.114, 488-496.

2.Мельников К.Е., Серебряный В.Н., Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2007, т.73, № 6, с.39-42.

3.С.Ф. Куртасов Заводская лаборатория, 1993, том 59, № 11, 31-34.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 15-03-02829-а).

****

ОКИСЛЕНИЕ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА МЕДНО-НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ С ДОБАВКАМИ FE, V И CR

Суаридзе Т.Р., Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, e-mail: Teona_S@imp.uran.ru

T.R. Suaridze, Yu.V. Khlebnikova, D.P. Rodionov, L.Yu. Egorova

Tendency to oxidation of numerous ternary copper-nickel-based alloys with additions of 3d-transition metals of the fourth period (Cr, V and Fe) has been studied. Oxidation resistance is estimated by the use of the method of thermogravimetry at the temperature of 700°C, which corresponds to typical temperature of application of buffer and superconducting layers on a metal substrate. Determined that ternary alloys tapes Cu–40%Ni–1.2%Cr и Cu–40%Ni–1.4%Fe have much better corrosion resistance at 700°C than tapes of pure copper and other alloys studied, and can be used as substrates for epitaxial deposition of functional layers at high temperatures.

Протяженные ленты из меди и медных сплавов, обладающие совершенной кубической текстурой, могут применяться в качестве подложек для нанесения функциональных слоев при создании высокотемпературных сверхпроводящих материалов второго поколения (2G HTSC). Легирование тройных сплавов на медно-никелевой основе, такими элементами как Cr, Fe и V, в первую очередь направлено на повышение механических свойств тонкой ленты-подложки при сохранении в ней острой кубической текстуры и немагнитности при 77 К. Упрочнение по пределу

текучести ($\sigma_{0.2}$) за счет введения третьего элемента составляет около 20%, что позволяет уменьшить толщину ленты-подложки и, следовательно, вес всей конструкции HTSC-провода.

Помимо острой кристаллографической текстуры, немагнитности при 77 К и достаточной прочности, желательно, чтобы лента-подложка обладала высокой стойкостью к окислению, особенно при повышенных температурах, соответствующих температурным режимам нанесения буферных и сверхпроводящих слоев. В результате анализа литературных данных можно предположить, что текстурованные ленты из тройных сплавов на медно-никелевой основе с добавками Cr, Fe и V будут более стойкими к окислению, чем ленты из меди и бинарных медных сплавов.

Для исследования были выплавлены тройные сплавы Cu–30%Ni–1.5%Fe, Cu–30%Ni–0.7%Cr, Cu–30%Ni–0.6%V, Cu–40%Ni–1.4%Fe, Cu–40%Ni–1.2%Cr и Cu–40%Ni–1.1%V на основе чистой, бескислородной меди марки М0 чистотой 99.95% и никеля чистотой 99.99%. С целью достижения максимальной степени текстурного совершенства с долей кубических зерен на поверхности лент более 97% к заготовкам из перечисленных тройных сплавов была применена холодная деформация прокаткой до толщины 100-80 мкм (98.6-99%) и рекристаллизационный отжиг в интервале температур 1000–1050°C. Средний размер зерна в текстурованных лентах, исследуемых в данной работе, составлял около 50 мкм.

В результате проведенных исследований по стойкости к окислению текстурованных лент-подложек были получены термогравиметрические кривые для сплавов Cu–30% Ni–Me и Cu–40% Ni–Me (рис. 1). Для сравнения на рис. 1 приведено изменение удельного веса на единицу площади образца для текстурованных лент из чистой меди (кривая *1* на рис. 1 а, б) и сплава Cu–40% Ni–1.3% Mn (кривая *5* на рис. 1, б), близкого по составу к промышленному константану.

Как и предполагалось, ленты из тройных сплавов на медно-никелевой основе менее активно подвергались окислению, чем медная лента и бинарные медные сплавы. Сплавы Cu–30%Ni–0.7%Cr и Cu–30%Ni–1.5%Fe показали практически одинаковые значения привеса на единицу площади образца (кривые *3* и *4* на рис. 1, а). А сплав Cu–30%Ni–0.6%V оказался значительно менее стойким к окислению, чем сплавы с железом и хромом, хотя и лучше, чем чистая медь (кривая *2* на рис.1, а).

Для тройных сплавов на базе Cu–40% Ni общая качественная картина подобна тройным сплавам на базе Cu–30% Ni, но количественные показатели привеса на единицу площади образца для всех сплавов на базе Cu–40% Ni заметно ниже. Необходимо отметить, что для лент из сплавов Cu–40%Ni–1.2%Cr и Cu–40%Ni–1.4%Fe стала заметна разница в стойкости к окислению (кривые *3* и *4* на рис.1, б), чего не наблюдалось для лент из сплавов с железом и хромом на базе Cu–30% Ni. Наилучшие антиокислительные свойства из всех исследованных сплавов продемонстрировал константан (кривая *5* на рис.1, б). Однако он заметно проигрывает по прочности тройным сплавам на медно-никелевой основе с Cr, Fe и V. Анализ прочностных свойств текстурованных при 1000°C лент показал, что константан имеет предел текучести ($\sigma_{0.2}$) ~85 МПа, в то время как тройные сплавы Cu-40% Ni – Me (где Me= Cr, Fe или V) имеют более высокие значения $\sigma_{0.2}$ ~96-100 МПа.

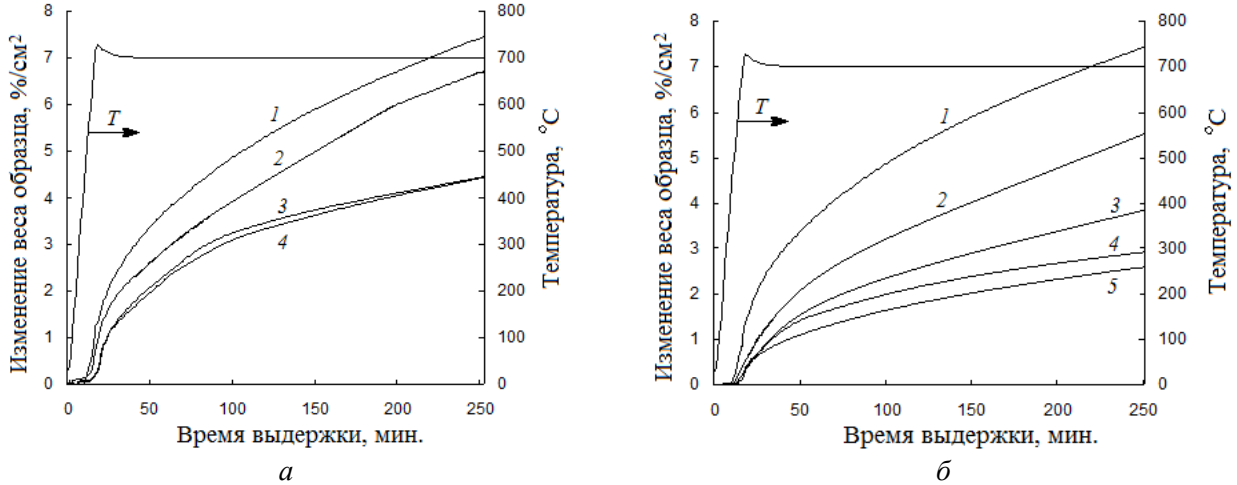


Рис. 1. Кинетические кривые окисления меди и ряда тройных сплавов:

а- 1 – Cu; 2 – Cu–30%Ni–0.6%V; 3 – Cu–30%Ni–0.7%Cr; 4 – Cu–30%Ni–1.5%Fe,

б - 1 – Cu; 2 – Cu–40%Ni–1.1%V; 3 – Cu–40%Ni–1.4%Fe;

4 – Cu–40%Ni–1.2%Cr; 5 – Cu–40% Ni–1.3% Mn.

Если рассматривать текстурованные ленты из исследуемых тройных сплавов в качестве возможных кандидатов для последующего нанесения на них буферных и сверхпроводящих слоев при повышенных температурах, т.е. при 600-700ºС, то наиболее привлекательными являются сплавы на базе Cu–40% Ni с Mn, Cr и Fe. Для лент из всех остальных сплавов при эпитаксиальном нанесении функциональных слоев, чтобы избежать окисления и нарушения сплошности наносимого слоя, следует использовать такие методы и режимы напыления, при которых не происходит значительного нагрева ленты.

После завершения термогравиметрических испытаний (выдержка 250 мин при 700°С) на поверхности лент из всех исследованных тройных сплавов образовалась плотная окисная пленка, состав которой близок к стехиометрическому составу закиси меди Cu_2O. По структуре оксидные пленки, образовавшиеся на поверхности лент разных сплавов, несколько отличаются. На поверхности лент из медно-никелевых сплавов с добавками V образовавшаяся пленка рельефная, пористая, содержит много «впадин» и внешне напоминает губку. Во всех остальных сплавах оксидная пленка была более плотной, гладкой и имела трещины. Такое различие может быть объяснено разным легированием сплава.

В результате проведенных исследований было установлено, что наиболее перспективными в качестве подложек для эпитаксиального нанесения буферных и сверхпроводящих слоев при повышенных температурах являются текстурованные ленты из сплавов Cu–40%Ni–1.2%Cr и Cu–40%Ni–1.4%Fe, обладающие помимо совершенной кубической текстуры и высоких прочностных свойств, лучшими антикоррозионными свойствами, среди исследованных нами сплавов. Также при подробном анализе структуры лент из тройных сплавов с добавками Cr и Fe было обнаружено, что процесс окисления в сплавах начинается с образования локальных очагов коррозии, появление которых обусловлено наличием областей с повышенной концентрацией легирующего элемента.

Структурные исследования проведены в отделе электронной микроскопии ЦКП "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" Института физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН. Термогравиметрические исследования по склонности меди и тройных медных сплавов к окислению проводили в ЦКП "Урал-М" Института металлургии УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Кристалл», № 01201463333 при частичной поддержке проектов УрО РАН № 15-17-2-16 и РФФИ № 16-03-00043.

****

ПЕРКОЛЯЦИОННЫЙ ЭФФЕКТ В ДИСПЕРСНО УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТАХ С МАТРИЦЕЙ Al_2O_3

Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И., Антонова О.С., Баикин А.С., Коновалов А.А., Сиротинкин С.П.

РФ, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ludpodzorova@gmail.com

EFFECT PERCOLATION IN COMPOSITES WITH MATRIX AL_2O_3 HARDENING DISPERSIVE

PodzorovA L. I., Il'icheva A ,A., Pen'kova O.I. , Antonova O.C. , Baikin A.C., Konovalov A.A., Sirotinkin S.P.

This work presents an investigation composite of system Al_2O_3-ZrO_2 -CeO_2 with the variable content of oxide of calcium from 1 to 6%. It is established the extreme content the phase of hexaaluminate ceria–calcium in composites with a matrix Al2O3. The extreme content of this phase promotes increase in resistance to brittle failure, K_{1s} increases up to 10 MPa ·м ½.

Керамические композиты системы $A1_20_3$ - $Zr0_2$, благодаря высоким параметрам прочности, коррозионной стойкости, устойчивости к воздействию агрессивных сред, представляют большой интерес как современные технические и медицинские материалы. Основное внимание при разработке новых керамических материалов направлено на преодоление главного недостатка большинства керамик: низкой устойчивостью к хрупкому разрушению. Достижение высоких прочностных параметров, в частности, высокой трещиностойкости, обуславливается использованием исходных высокодисперсных порошков, созданием многофазных структур, включающих трансформационно– и дисперсно– упрочняющие фазы.

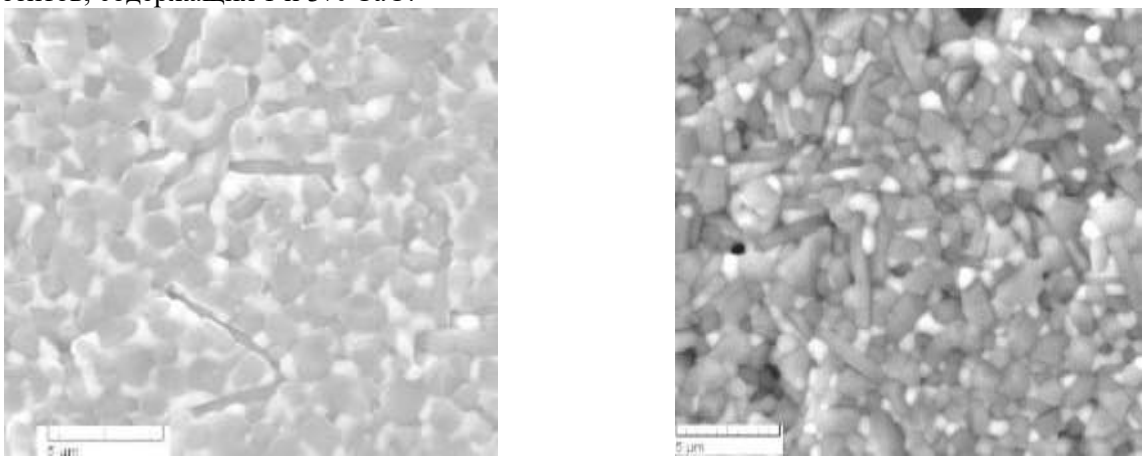
В наших работах [1,2] было показано, что создание в модифицированных композитах системы AI_2O_3 — ZrO_2 — CeO_2 сложнозерновой микроструктуры, включающей зерна длиннопризматического морфологического типа, определяет повышение их трещиностойкости.

Целью работы стало изучение влияния содержания дисперсно – упрочняющей фазы на механические свойства композитов с матрицей Al_2O_3.

В работе изучены механические свойства композитов системы AI_2O_3 — ZrO_2 — CeO_2 , содержащих 65 и 75% AI_2O_3 и CaO от 1 до 6% , полученные на основе нанопорошков, синтезированных по золь-гель методике.

В работе представлены результаты исследования порошков и композитов методами: ДСК, низко-температурной адсорбции азота, дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии. Предел прочности при статическом изгибе и коэффициент трещиностойкости (K_{1c}) определяли методом трехточечного изгиба.

Показано, что в зависимости от количества модификатора CaO изменяются фазовый состав и микроструктура композитов. Последнее иллюстрирует рис.1, где представлена микроструктура композитов, содержащих 1 и 3% CaO.



а *б*

Рис.1 Микроструктура композитов, содержащих 75% AI_2O_3 и CaO а)1%б)3%

Выявлено влияние особенностей микроструктуры композитов на механические свойства.

Установлено, что состав дисперсно–упрочняющих длиннопризматических зерен соответствует гексаалюминату церия – кальция.

Найдено оптимальное содержание гексаалюмината церия – кальция, обуславливающее повышение трещиностойкости композитов с матрицей Al_2O_3 до 10 МПа ·м ½.

Показано, что повышение содержания дисперсно упрочняющей фазы выше 8 % определяет проявление перколяционного эффекта, проявляющегося в снижении величин плотности и прочности композитов.

Литература

1.Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И. и др. «Композиционный керамический материал и способ его получения» патент РФ C04B35/488 №2569113. 26.10.2015г.

2.Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И. и др. Ж. Перспективные материалы, 2016, №1, С.32

****

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ-ВЫСОКОМОДУЛЬНЫХ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН В УСЛОВИЯХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ГАЛОГЕНСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ.

Вербец Д.Б., Бучнев Л.М., Самойлов В.М., Сергеев Д.В.

(АО «НИИграфит», г. Москва) e-mail: room20907@rambler.ru

Аннотация

В работе рассмотрен способ получения высокопрочных высокомодульных углеродных волокон на основе ПАН, в галогенсодержащей среде.

Ключевые слова: высокопрочное высокомодульное углеродное волокно, ПАН-прекурсор, графитация, углерод-углеродные композиционные материалы.

Annotation

A method for obtaining high-strength, high-modulus carbon fibers based on PAN in a halogen-containing medium is discussed.

Key words: high-strength high-modulus carbon fiber, PAN-precursor, graphitization, carbon-carbon composite materials.

УВ являются основным составляющим компонентом углеродуглеродных композиционных материалов (УУКМ). УВ идеально подходит для изготовления высоконагруженных элементов конструкций в авиакосмической и автомобильной областях, а также в ветроэнергетике, спортивной экипировке и медицинском оборудовании. Основной ассортимент продукции УВ приходится на УВ на основе ПАН, которые имеют разнообразные прочностные характеристики: прочность на разрыв от 3,5 до 7,5 ГПа и модуль Юнга от 200 до 550 ГПа [1, 2]. УВ отечественного производства только начинают соответствовать среднему мировому уровню физико-механических показателей [3].

С недавнего времени на рынке появился новый класс УВ: высокопрочные и высокомодульные (ВПВМ) УВ имеющие прочностные характеристики от 4,0 до 5,6 ГПа и величину модуля Юнга от 350 до 440 ГПа [1, 2]. В основном это такие производители как «Toray's torayca», «Toho tenax» и др., сырьё и технология производства, на эту продукцию, не опубликована в общедоступной литературе [4-7].

Целью работы было получение экспериментальных образцов высокопрочных и высокомодульных УВ. Основной проблемой при получении таких УВ на основе ПАН является падение прочности волокон при высокотемпературной обработке - графитации. Как видно из графиков представленных на рис.1 (а, б), зависимости изменения показателей прочности (а) и модуля Юнга (б) от температуры: графики -1 данные [4] и графики -2 УВ полученные в АО НИИграфит из ПАН «ООО СНВ», несмотря на монотонный рост значений модуля Юнга, значения прочности УВ монотонно снижаются выше температуры 1900 ^{0}C. В то же время, для реализации высоких значений модуля упругости, температура получения высокопрочных и высокомодульных УВ на основе ПАН должна превышать температуру графитации 2200 ^{0}C, когда происходит интенсивный рост размеров кристаллитов и увеличение степени их ориентации вдоль оси волокна[4-7].

а



б

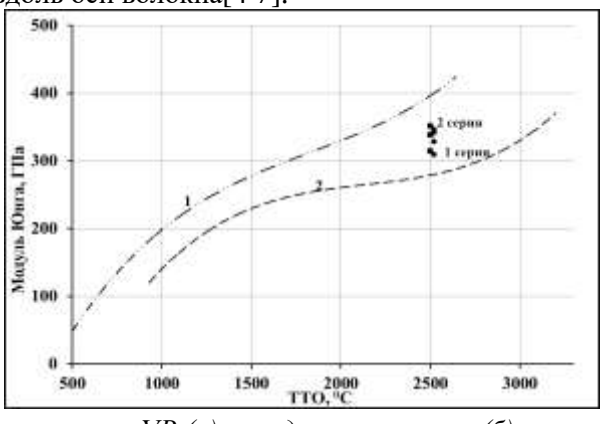


Рисунок 1 Зависимости прочности на растяжение УВ (а) и модуля упругости (б) от температуры термообработки. 1(—••)- УВ данные [4]; 2(— —)- УВ из ПАН «ООО СНВ»; (●)- опытная партия УВ 1-серии; (■)–опытная партия УВ 2-серии;

В АО «НИИграфит» на лабораторной пилотной установке (ЛПУ-1) отработанны и исследованы технологические параметры как получение окисленного ПАН – волокна, различных производителей, в том числе основных прекурсоров отечественного производства (ООО «СНВ» и АО "ВНИИСВ") [8],

так и последующая карбонизация и графитация этих волокон. В предшествующих работах исследование режимов графитации показало, что достижение максимальных значений модуля Юнга УВ возможно при определённых показателях исходного материала и поддержании оптимальных условий: температура-вытяжка-время термообработки в инертной среде [9]. При этом были достигнуты следующие показатели: прочность УВ от 3,5 до 5,7 ГПа, модуль Юнга от 350 до 500 ГПа, в зависимости от характеристик исходных УВ и условий переработки. Основным недостатком процесса являются неэффективные в промышленных условиях температуры 3000 ^{0}C [9].

В связи с этим, авторским коллективом, была предпринята попытка получения высокопрочных высокомодульных УВ на основе ПАН в галогенсодержащей атмосфере при температуре 2500 ^{0}C. Отработана технология получения высокопрочно-высокомодульные УВ из УВ марок «Алабуга» - УВ 1-серии образцов и «Т-700» - УВ 2-серии образцов произведены в России и Японии соответственно. Результаты также приведены на рисунке 1 и таблице 1. Эксперименты были проведены как в присутствии галогенов, так и без них. Изменялась концентрация и время обработки исходных УВ. Проведены сравнительные исследования. Кроме физико-механических показателей свойств УВ, эти совершенства подтверждены рентгеноструктурными характеристиками и раман-спектрами.

Как видно, из таблицы 1, на образцах термобработанных в инертной атмосфере наблюдается некоторое снижение прочности и рост модуля Юнга, в соответствии с рисунком 1 (а серия 1, 2). У образцов УВ, обработанных в галогенсодержащей среде, прочность практически не изменилась, в сопоставлении с данными для исходного волокна, в то время как значения модуля упругости увеличилось более чем в 1,4 раза.

Результаты стандартных испытаний средних значений физико-механических свойств исходных и термобработанных УВ приведены в таблице 1.

Таблица 1. Свойства исходных УВ и экспериментальных УВ полученных в АО «НИИграфит».

УВ	Условия ТТО	σ, МПа	Е, ГПа	I_D/I_G, отн.ед.	I_{2D}/I_G, отн.ед.
УВ Алабуга исх.	1500 ^{0}C, Ar	4917	223	2,050	-
УВ Т-700 исх.	1300 ^{0}C, N_2	4900	230	2,301	-
ВПВМ УВ	2520 ^{0}C, Gal	4978	346	0,385	1,801
ВПВМ УВ	2500 ^{0}C, Gal	5691	351	0,419	1,737

Таким образом, по сочетанию прочности и модуля упругости, экспериментальные образцы, полученные в галогенсодержащей среде, относятся к классу высокопрочных высокомодульных УВ. Положительное влияние галогенсодержащей среды, по нашему мнению, может быть связано как с глубокой очисткой исходного УВ от примесей, так и с повышением степени совершенства кристаллической структуры УВ при графитации в присутствии галогенов [10,11].

Список использованной литературы:

1..Компания «TORAY»: [Электронный ресурс]. URL:www.toraycfa/product.html

2.Компания «Toho Tenax»: [Электронный ресурс]. URL:www.tohotenax.com/tenax/en/products

3.Компания ООО "Алабуга-Волокно": [Электронный ресурс]. URL: http://umatex.com

4.Конкин А.А. Углеродные и другие жаростойкие волокнистые материалы. М.: Химия. 1974. 281с.

5.В.Я. Варшавский «Углеродные волокна» Москва 2005г..

6.Morgan P. Carbon fibers and their composites. Boca Raton: Taylor & Francis, 2005, 1153 p.

7.Варшавский В. Я., Е. П. Маянов, А.А.Свиридов, А.В.Габерлинг.

8.Полиакрилонитрильные волокна и углеродные волокна на их основе как наноструктурированные материалы\\ Композиты и наноструктуры 2009 №4 стр19-27.

9.Вербец Д.Б., Бучнев Л.М., Эйсмонт З.В., Сергеев Д.В., Самойлов В.М.«Влияние температуры обработки в диапазоне от 900 до 3200 ^{0}C на прочность и модуль упругости углеродных волокон на основе полиакрилонитрила».// Известия высших учебных заведений: «Химия и химическая технология» т.57 вып.5 2014, стр.43-48.

10.Вербец Д.Б., Бучнев Л.М., Самойлов В.М., Смыслов А.И., Эйсмонт З.В., Сергеев Д.В. «Изменения физико механических характеристик УВ при температуре 3000 ^{0}C от скорости обработки.» // тез. Докл. 10-я Межд. конф. «Углерод: фундаментальные проблемы науки, материаловедение, технология», г.Москва, 6–9 июня 2016г.

11.В.П. Соседов, Е.Ф. Чалых.//«Графитация» М.: «Металлургия», 1987, 176с., стр.11-14.
12.Авдеенко М.А., Багров Г.Н. //«Физико-химические основы получения чистого графита»//В сб. «Конструкционные графитовые материалы», №1. М.: «Металлургия», 1964, 352с., стр.34.

****

РАЗРАБОТКА БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ ЗАЩИТЫ НА ОСНОВЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА AL-AL_20_3.

Чернышов Е.А., Романов А.Д., Мыльников В.В.
Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, nil_st@nntu.ru

DEVELOPMENT OF BALLISTIC PROTECTION ON THE BASIS OF THE DISPERSE STRENGTHENED COMPOSITE MATERIAL AL-AL_20_3.

Chernyshov E. A., Romanov A. D., Mylnikov V. V.

Summary: In work the possibility of application of disperse strengthened is considered swore on the basis of aluminum of the internal oxidation received by method for ballistic protection. Results of experiments are given in the laboratory stand.

В центре разработки специальных транспортных средств НГТУ им. Р.Е. Алексеева проводятся поисковые научно-исследовательские работы целью которых является снижение стоимости получения дисперсно-упрочненного материала (ДУКМ), за счет разработки новой технологии получения ДУКМ на основе модифицированной технологи внутреннего окисления и исследование возможности применения в качестве элементов баллистической защиты ДУКМ. Данная технология основана на процессе взаимодействия расплава алюминия с кислород – азотной смесью. При этом непосредственно в расплаве синтезируются упрочняющие частицы Al_20_3. Это позволяет получать композиты в одну стадию и обеспечивать термодинамическую устойчивость, плотный контакт и хорошую адгезию между матрицей и упрочняющей фазой. Данная технология является частным случаем горения массива металлизированного топлива в тепловыделяющем элементе воздухонезависимой энергетической установки [1].

В ходе работы в качестве матричного материала использовался алюминиевый сплав А6. Использование в качестве базового сплава А6 обосновано необходимостью изучения повышения свойств материала только за счет насыщения частицами Al_2O_3. Все образцы исследовались в литом не термообработанном состоянии. Разливка сплава насыщенного дисперсными частицами осуществлялась в разъемные кокиля со следующими габаритами готового изделия 45х100х15 мм.

Твердость полученного материала в литом состоянии составляет порядка 50 - 75 HRF (измерения выполнены на твердомере ТКС-1М), а микротвердость фазы внедрения превышает 480 НВ (измерения выполнены на ПМТ-3). На рис. 1 приведена микроструктура материала, размеры отпечатка пирамидки микротвердомера ПМТ-3 наглядно показывают различие в твердости между матричной основой и фазами включения, размер фазы внедрения порядка 50 μm. На рис. 2 приведена микроструктура образца насыщенного частицами со средним размером 20 μm.

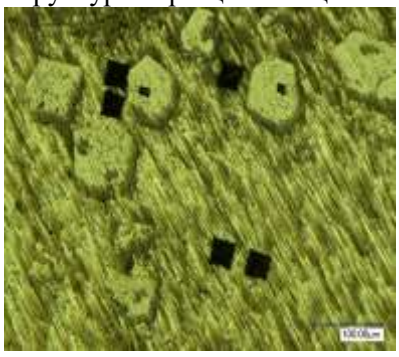


Рис.1. Микроструктура полученного материала

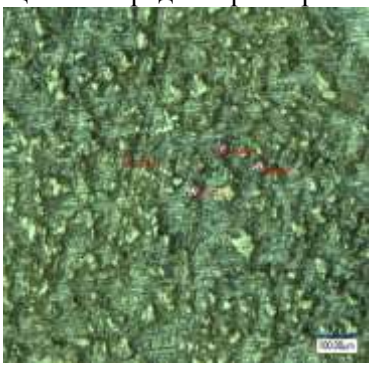


Рис.2. Микроструктура полученного материала

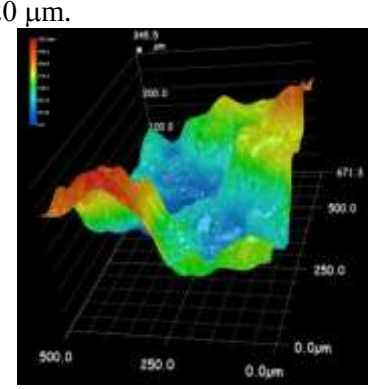


Рис.3. 3Д структура излома полученного материала

Упрочняющие частицы значительно увеличивают энергоемкость разрушения образца, так ударная вязкость полученного материала, за счет изменения содержания фазы внедрения, варьируется в широких пределах 23 - 85 Дж/см^2. На рис. 3 показана 3Д структуре излома материала, причем во всех случаях не наблюдается резких фасеток сколов. Переходы по различным плоскостям разрушения (выделены различными цветами) плавные, что свидетельствует об упорядочении процесса разрушения. Перепады в высотах фрактографии излома связаны с зонами распределения упрочняющей фазы. Разрушение материала в данном случае характеризуется свойствами вязкого разрушения, при этом перевод энергии в матрицу происходит на границе их раздела.

Для первоначальных оценок пулестойкости был применен стенд аналогичный упомянутому в [2]. Данная конструкция стенда позволяет с меньшими финансовыми затратами получить значительные ударные нагрузки. В ходе экспериментов масса ударника (вместе с закрепленным сердечником) варьировалась от 10 до 70 кг, высота, с которой проводился сброс ударника - от 1 до 3 м. Установка индектора была перпендикулярна поверхности испытуемого элемента. В качестве индекторов использовались закаленные сердечники (сталь 65Г, 70, У10А, У12А и др), а также не термообработанные (сталь 10, 15 и др). В ходе экспериментов было выявлено что не термообработанные сердечники практически не наносят повреждений испытуемым элементам, глубина повреждений до 1 мм. Термообработанные сердечники (ПАБ-9, СТ-М2, ПС-43 ТУС, 7Н10) при соударении с энергией более 500 Дж разрушаются. Характер деформации и разрушения показан на рис 4. Цифрами обозначены: 1 – сердечники ЛПС (сталь 15, не термообработанные), 2 – ПС-43 ТУС сломан в месте крепления в установке, 3 – сердечники ПАБ-9 излом внутри испытуемого материала, глубина проникновения 10 мм.



Рис 4 Сердечники после испытаний



Рис 5. Пример попадания сердечника ПАБ-9



Рис. 6. Пуля ПАБ-9 после испытания

На рис 5 приведен пример испытания: сердечник ПАБ-9 сломан, наконечник застрял в испытуемом материале. При этом при пробития листа из сплава Al-Mg-Mn сердечник пули ПАБ-9 не разрушается, на рис 6 показана пуля ПАБ-9 пробившая образец, сердечник цел, рубашка частично смялась. Предполагается, что разрушение наступило не из-за повышенной твердости (твердость материала в литом состоянии до 75 HRF), а из-за значительного сопротивления внедрению сердечника. В частности на рис. 7 и рис. 8 показана 3Д микроструктура в месте попадания сердечников ПАБ-9.

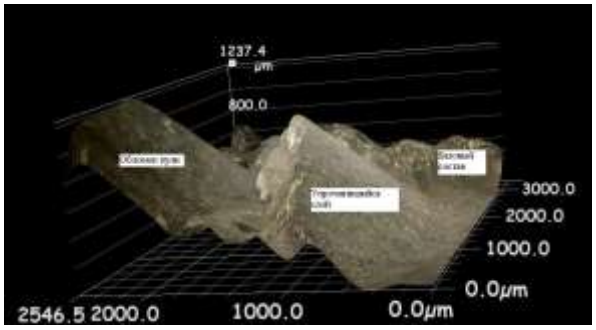


Рис 7. 3Д микроструктура в месте попадания и разрушения сердечника пули. Обломок сердечника в материале.

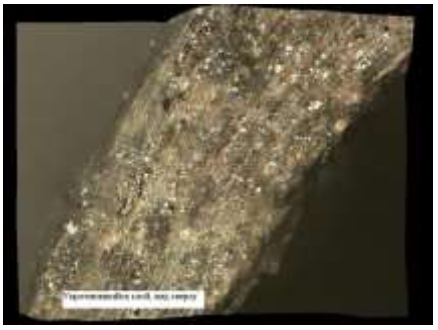


Рис 8. Упрочнившийся слой в месте попадания и разрушения сердечника пули. Снимок 3Д, вид сверху. Обломок сердечника удален.

Предположительно по мере проникновения сердечника в материал в слое непосредственно взаимодействующего с сердечником происходит значительное увеличение сопротивлению внедрения. При этом испытания на стенде (рис 6), а также анализ литературных данных показал, что пробитие классических алюминиевых сплавов происходит без разрушения сердечника.

Сопротивление внедрения сердечника возрастает с аккумуляцией энергии на границе раздела твердой фазы и матрицы. Значительная часть энергии расходуется на поворот и перераспределение твердой фазы внутри матрицы. Смещение границ затруднено вследствие стесненности при этом если твердая фаза разделяется внутри материала с образованием новых границ раздела жесткость системы «ударник – материал» увеличивается. При этом твердая фаза (Al_2O_3) характеризуется хрупким разрушением, а именно сколом, а матрица (Al) вязким, причем матрица создает увеличенное сопротивлению сколу твердой фазы.

При этом материал можно применять в несущих конструкционных элементах, так как не происходит разрушения аналогично керамическим элементам. Это позволяет рассматривать ДУКМ на основе алюминия в качестве перспективных элементов баллистической защиты.

Список литературы

1.Е.А. Чернышов, Е.А. Романова, А.Д. Романов Разработка тепловыделяющего элемента на основе высокометаллизированного безгазового топлива // Вестник Московского государственно технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. 2015. № 6 (105). С. 74-81

2.Yunus Eren Kalay Low velocity impact characterization of monolithic and laminated AA 2024 plates by drop weight test (2003) 149 p

****

О КОРРЕЛЯЦИИ ПОКАЗАТЕЛЕЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СТАЛИ

Шетулов Д.И. [1], Мыльников В.В. [2], Пронин А.И. [3], Кондрашкин О.Б. [2]

[1]Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, shetulov@mail.ru

[2]Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, mrmylnikov@mail.ru

[3]Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, mdsov@knastu.ru

ABOUT CORRELATIONS BETWEEN THE FATIGUE RESISTANCE OF STEEL

Shetulov D.I., Mylnikov V.V., Pronin, A.I., Kondrashkin O.B.,

In this paper we investigate the 6KHS steel oil-hardened and tempered in a zone temperature 260-650C on the static and cyclic strength. As a result of processing test data for a single destruction of several temperatures was constructed hardening curves. There is the dependence, the greater the strain hardening parameter AK tg ,the lower tg figure αω, i.e. steel better resists fatigue.

Поведение материалов при различных видах нагружения привлекает внимание многих исследователей вследствие своей фундаментальной и прикладной значимости [1-2]. Наиболее трудоемкими являются испытания по определению механических характеристик с выявлением оптимального режима термической обработки [3-4]. В представленной работе исследовалась сталь 6ХС закаленная в масле и отпущенная в зоне температур 260-650℃. Результаты испытаний показали, что наибольшее значение предела усталости σ_{-1} имеют образцы, подвергнутые изотермическому отпуску (280℃), при этом σ_{-1} = 700 МПа. Сталь 6ХС испытывалась также при двойном отпуске при температурах от 150+250℃ до 150+600℃. Наибольшее значение предела усталости σ_{-1} = 720 МПа получилось при температуре отпуска 150+370℃. Достаточно высокое значение σ_{-1} = 650 МПа, имеют образцы, отпущенные при температуре 150+250℃. Из ранее полученных данных по усталости и статических испытаний следует, что чем круче наклон кривых упрочнения, тем более пологим оказывается наклон кривых усталости. Тангенс угла наклона левой ветви кривой lg σ – lg ε представляет собой коэффициент деформационного упрочнения. Он определяется по выражению lg $\alpha_к = \frac{d \lg \sigma}{d \lg \varepsilon}$, а точнее, и как правило:

$\text{tg}\,\alpha_к = \frac{\lg \sigma_в^{ист} - \lg \sigma_т}{\lg \varepsilon_р - \lg \varepsilon_i}$; где $\lg \sigma_в^{ист}$ – истинный предел прочности; $\sigma_т = \sigma_{\varepsilon i}$;

ε_i – деформация, при которой определяется условный предел текучести (например, $\varepsilon_i = 0{,}002$ и $\sigma_т = \sigma_{0{,}002}$); $\varepsilon_Р$ – равномерная деформация, которая соответствует $\sigma_в^{ист}$.

В результате обработки данных испытаний на однократное разрушение нескольких температур отпуска были построены кривые упрочнения. Наблюдается зависимость, что чем больше параметр деформационного упрочнения $\text{tg}\,\alpha_к$,тем меньше показатель $\text{tg}\,\alpha_\omega$, т.е. сталь лучше сопротивляется усталости. Описанная связь представляет собой обратную корреляцию между $\text{tg}\,\alpha_\omega$ и $\text{tg}\,\alpha_к$, т.е. ее можно представить в виде выражения:

$\text{tg}\,\alpha_\omega = К_{ус} / \text{tg}\,\alpha_к$ или $К_{ус} = \text{tg}\,\alpha_\omega \ \text{tg}\,\alpha_к$.

Анализируя полученные результаты, надо отметить, что сталь 6ХС показывает среднее значение параметра $К_{ус}$ равным 0,0213. Сравнивая параметр $К_{ус}$, полученный в настоящей работе, с таким же параметром, менее прочных материалов, надо отметить, что высокопрочная сталь даёт меньшее значение ($К_{ус\ ср} = 0{,}0213$) в сравнении с менее прочными материалами ($К_{ус\ ср} = 0{,}05$). Это диктует необходимость применять параметр $К_{ус}$ в расчетах параметров $\text{tg}\,\alpha_\omega$ и $\text{tg}\,\alpha_к$, руководствуясь классом конструкционных материалов.

Литература:

1. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука, 2015. — 479 с.

2. Suresh S. Fatigue of metals. – Cambridge University Press, 2006. – 701 p.

3. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Influence of the heat treatment of 03H18K9M5T-E{CYRILLIC}L{CYRILLIC} steel on its microplastic and cyclic deformation // Steel in Translation. 2013. Т. 43. No. 11. С. 695-697.

4. Myl'nikov V.V., Romanov A.D., Shetulov D.I., Khlybov A.A. Effekt of the aging temperature of steel on the parameters of fatigue resistance and microstrain // Metal Science and Heat Treatment. 2016. С. 1-3.

****

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДНОМАТРИЧНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ.

Щетинин Ю.А.

«Конструкторское бюро химавтоматики», Россия

yurii.kbxa@yandex.ru

Одна из основных задач современного машиностроения состоит в обеспечении заданного уровня температур различных элементов конструкций. К конструкционным материалам, применяемым для изготовления «горячих агрегатов» (газогенераторов, теплообменников), предъявляются следующие требования: высокие теплопроводность, жаропрочность и жаростойкость. В настоящее время указанным требованиям отвечают жаропрочные бронзы в сочетании с теплозащитными покрытиями. На текущий момент в мировой практике для этих целей применяются сплавы Narloy Z, из отечественных сплавов – бронзы БрХЦрТ или БрХ08.

Для увеличения эффективности теплообмена необходима разработка нового конструкционного материала, обладающего достаточным уровнем механических свойств, а также повышенной теплопроводностью. Наиболее перспективным материалом является чистая медь, имеющая высокую теплопроводность, но не обладающая достаточной жаропрочностью, так как способна пластически деформироваться при относительно низких напряжениях и при температурах порядка 0,4-0,5 от температуры плавления. Введение в металлическую матрицу углеродных наноразмерных частиц (нанотрубки, фуллерены) позволит существенно увеличить жаропрочность [1-3].

В данной работе описана технология получения, структура и свойства композита с массовой долей УНТ 0,5%. Масса медного порошка ПМС-1 составляет 4000 г, масса УНТ – 20 г. Для сравнения приведены свойства образца из медного порошка ПМС-1 без добавления углеродных наночастиц.

Для создания образцов наноструктурного композиционного материала (НКМ) в качестве матрицы применялась порошковая медь ПМС-1 (соответствует ГОСТ 4960-75 [4], фракция менее 40 мкм). В качестве упрочняющих частиц были выбраны малослойные углеродные нанотрубки (УНТ) в

виде полидисперсного порошка (представляет собой углеродные наномасштабные, квазиодномерные, нитевидные образования поликристаллического графита преимущественно цилиндрической формы с внутренним каналом). Наружный диаметр трубок составляет 20÷40 нм, внутренний – 5÷10 нм, длина более 2000 нм.

Для механического легирования использовали планетарную мельницу «Пульверизетте-5» (FRITSCH). Благодаря результирующей центробежной силе мелющие шары достигают ускорения 390 м/с^2. С целью равномерного распределения УНТ по объёму медного порошка применяли 10 мелющих шаров диаметром 10 мм из стали ХВГ. Процесс легирования осуществлялся в течение 30 мин, при этом из-за больших скоростей вращения происходил разогрев капсул с композицией до 60-80 °С. Далее проводилась термообработка в вакууме с целью удаления возможных органических примесей и восстановления медного порошка, заключающаяся в ступенчатом нагреве в интервале температур от 200$^{\pm 10}$ °С до 500$^{\pm 10}$ °С. Ступенчатый нагрев садки обеспечивает поэтапное удаление влаги, органических загрязнений и исключает падение вакуума при нагреве сразу на 500 ^{0}С. Отжиг композиции проводился в двух контейнерах (масса смеси в каждом контейнере составляет ~2000 г.)

Предварительное прессование осуществлялось в стальной капсуле усилием 100 тс, в результате была получена цилиндрическая заготовка диаметром 200 мм и высотой 26 мм. Далее было проведено горячее изостатическое прессование (ГИП) в газостате, после чего капсула была удалена и проведено определение плотности гидростатическим взвешиванием. В результате установлено, что образец представляет собой монолит плотностью 8,59 г/см^3 (что составляет 96% плотности меди М2). Визуально границы между двумя заготовками в монолите по высоте заготовки, а так же включений чёрного цвета не наблюдается.

Для проведения комплекса исследований диск был разделён на фрагменты. Часть образцов, предназначенных для механических испытаний подвергалась отжигу при Т= 980 °С в течение 30 мин.

Раскатка заготовки осуществлялась на вальцах с толщины 11 мм до 9,5÷9,8. В процессе раскатки при достижении степени деформации ~13% заготовка разрушилась на три части.

Для механических испытаний изготавливались цилиндрические образцы с толщиной рабочей части 5 мм по ГОСТ 1497-84 [5]. Результаты испытаний образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1

Тип и состояние образца	Т испытаний, °С	$\sigma_в$	σ_{02}	δ, %
		кгс/мм^2		
Композит после ГИП, без раскатки, без отжига	20	17,6	10,2	10,8
		16,6	11,2	8,4
	600	1,5	1,0	8,8
		2,0	1,0	8,0
Композит после ГИП, без раскатки, после отжига	20	16,7	8,8	12,4
ПМС-1 после ГИП, без отжига	20	10,7	9,2	5,2
		10,9	9,4	6,4
Бронза БрХ08, без отжига	20	24,0	8,0	35,0
Медь М2,без отжига	20	23,0	5,1	52,0

Результаты прочностных испытаний показали, что предел текучести композита после ГИП на ~11% превышает аналогичный показатель образца ПМС-1 (без легирующих частиц) и в 2 раза превышает предел текучести меди марки М2, что свидетельствует о положительном влиянии внедрения наноразмерных частиц в медную матрицу.

Теплопроводность композита измерялась на образце после ГИП с помощью установки ЛКТ-2. Высокая теплопроводность металлических композитов объясняется тем, что перенос тепла в них осуществляется в основном передачей энергии электронами, в отличие от неметаллических веществ, где энергия переносится в основном тепловыми колебаниями атомов. Теплопроводность исследуемого образца композита составила 289 Вт/м·К, что на ~20% превышает теплопроводность традиционно используемой бронзы БрХ08 (239 Вт/м·К).

Основной характеристикой в прочностных расчетах по определению работоспособности конструкции является предел текучести конструкционного материала. В образцах композиции состава Cu + 0,5 масс. % УНТ в состоянии поставки после газостатического упрочнения получено повышение предела текучести на ~11% по сравнению с образцом ПМС-1 (без легирующих частиц) и на ~100% по сравнению с чистой медью.

Список литературы:

1. Chu Ke, Wua Qingying. Fabrication and effective thermal conductivity of multi-walled carbon nanotubes reinforced Cu matrix composites for heat sink applications. Composites Science and Technology 70 (2010) 298–304

2. Marcos-Gómez, J. Ching-Lloyd, M.R. Elizalde, W.J. Clegg, J.M. Molina-Aldareguia. Predicting the thermal conductivity of composite materials with imperfect interfaces. Composites Science and Technology 70 (2010) 2276–2283.

3. В.Е.Ваганов, В.Д.Захаров, В.В.Решетняк. Углеродосодержащие нанокомпозиты на основе меди функционального и конструкционного назначения. Материаловедение, №3 2013.- С.25-32.

4. ГОСТ 4960-75. Порошок медный электролитический. Технические условия. – Введ. 1977-01-01. – М.: Издательство стандартов, 1998. – 12с.

5. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Введ. 1984-07-16. – М.: Стандартинформ, 2008. – 24с.

****

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ТВЕРДОСТИ ЛИСТОВОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 08ГБЮ С ЦИНКОВЫМ ПОКРЫТИЕМ

Марченков А.Ю.[1], Терентьев В.Ф.[2], Ящук С.В.[3], Матюнин В.М.[1] , Рыбальченко О.С.[2], Просвирнин Д.В.[2]

[1]Россия, НИУ «МЭИ», e-mail: art-marchenkov@yandex.ru

[2]Россия, ИМЕТ РАН

[3]Россия, НИЦ МВТ

HARDNESS EVALUATION FEATURES OF ZINC COATED SHEET MICROALLOYED LOW-CARBON STEEL 08GBYU

Marchenkov A.Yu., Terentyev V.F., Yaschuk S.V., Matyunin V.M., Rybalchenko O.S., Prosvirnin D.V.

A method for hardness evaluating of sheet microalloyed low-carbon steel 08GBYu (0.08C, 1.0Mn, Nb0.04, wt. %) 1 mm thick with a zinc coating was investigated. The hardness characteristics of steels are well correlated with their strength characteristics values; therefore, for the defined steel the hardness can be a valuable additional parameter of its quality evaluation.

В работе исследовали методику оценки твердости листовой микролегированной низкоуглеродистой стали 08ГБЮ (0,08С, 1,0Mn, Nb0,04, вес.%) толщиной 1 мм с цинковым покрытием. Толщина покрытия с каждой стороны составляет около 50 мкм. При статическом растяжении были получены следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 495 МПа; $\sigma_т$ = 410 МПа; δ = 26%.

Исследовали образцы стали 08ГБЮ с цинковым покрытием и после удаления 50 мкм поверхностного слоя. Задача состояла в определении характеристик твердости поверхностного цинкового покрытия, а также твердости системы «покрытие – сталь» с целью оценки сопротивления исследуемой стали с цинковым покрытием локальному контактному нагружению.

Определение характеристик твердости проводили вдавливанием пирамиды Виккерса на твердомере Instron Tukon 2500 согласно ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007 в диапазоне нагрузок вдавливания 10 Г…10 кГ (0,098…98,07 Н) с выдержкой под нагрузкой в течение 5 с.

Для определения твердости цинкового покрытия производили подбор нагрузки вдавливания, при которой свойства подложки (стали 08ГБЮ) не оказывает влияния на определяемые характеристик твердости покрытия. Согласно ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007, толщина испытуемого объекта, под которым в данном случае следует понимать цинковое покрытие, должна быть как минимум в 1,5 раза больше средней длины диагоналей отпечатка. Таким образом, для исследуемого покрытия толщиной 50 мкм средний размер диагонали отпечатка не должен быть больше 33 мкм. Было установлено, что оптимальной нагрузкой вдавливания из ряда стандартных нагрузок, регламентированных ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007, является 25 Г – средняя длина диагонали отпечатка при такой нагрузке составляет около 26 мкм, а среднее значение твердости цинкового покрытия – 72,0 *HV0,025*. Твердость образца с удаленным поверхностным слоем при данной нагрузке вдавливания составляет 170 *HV0,025*. Таким образом, цинковое покрытие имеет примерно в 2,5 раза меньшие значения твердости по сравнению со сталью 08ГБЮ.

Таблица 1 – Результаты определения твердости по Виккерсу образцов из стали 08ГБЮ с цинковым покрытием и с удаленным поверхностным слоем

Нагрузка вдавливания, кГс	Твердость по Виккерсу HV, кГ/мм^2	
	Образец с цинковым покрытием	Образец с удаленным поверхностным слоем
0,05	74,3	167
0,1	75,5	165
0,2	77,0	164
0,3	78,3	162
0,5	79,8	160
1	82,7	159
2	91,0	158
3	100	157

5	120	157
10	139	157

Твердость системы «цинковое покрытие – сталь» определяли при нагрузках 50 Г…10 кГ – при таких нагрузках материал подложки оказывает влияние на результат определения твердости. При этих же нагрузках определяли твердость образца с удаленным поверхностным слоем. Результаты определения твердости на обоих образцах представлены в таблице 1. В таблице указаны средние значения твердости по Виккерсу, полученные по результатам 10 измерений.

Из таблицы 1 видно, что твердость системы «цинковое покрытие – сталь» возрастает при увеличении нагрузки вдавливания за счет увеличения влияния свойств более твердой подложки цинкового покрытия – стали 08ГБЮ. Таким образом, при увеличении интенсивности контактного нагружения сопротивление ему поверхности покрытия возрастает. Также видно, что на образце с удаленным поверхностным слоем при увеличении нагрузки вдавливания происходит снижение определяемых значений твердости, что объясняется влиянием масштабного фактора.

Таким образом, установлено, что твердость по Виккерсу цинкового покрытия исследуемой тонколистовой стали 08ГБЮ необходимо определять при нагрузке вдавливания, не превышающей 25 Г. Для определения твердости цинкового покрытия при индентировании с большей нагрузкой вдавливания можно воспользоваться расчетно-экспериментальным методом, например, методикой Джонсона-Хогмарка [1], основанной на расчете твердости покрытия по значениям твердости материала подложки, твердости системы «подложка – покрытие» и геометрических параметров отпечатка.

Известно, что характеристики твердости сталей хорошо коррелируют со значениями характеристик прочности, поэтому для экспресс-анализа механических свойств автомобильной листовой низкоуглеродистой стали 08ГБЮ с цинковым покрытием определение твердости может явиться дополнительным оценочным параметром качества стали.

Литература

1.Jonsson B., Hogmark S. Hardness measurements of thin films // Thin solid films. 1984. Vol. 114. No. 3. pp. 257-269.

****

ПРЕОДОЛЕНИЕ ХРУПКОСТИ ИСКУССТВЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КОПИРОВАНИЕМ МЕХАНИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ БИОЛОГИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Боровик В.Г.

Украина, Институт проблем материаловедения НАН Украины, E-mail: v_borovik@inbox.ru

BIO-INSPIRED MECHANICAL APROACH TO OVERCOMING BRITTLENESS OF STRUCTURAL MATERIALS

Borovik V.G.

A bio-inspired approach to overcoming brittleness of materials has been demonstrated on the example of a glass as one of the most brittle material. A model material from glass (basalt) fibers was obtained by pressing the fiber bundle at their plastic deformation. Despite the fact that glass is associated with brittleness by most people, the one-component glass material obtained without any additives as a matrix and glue at the interfaces exhibits typical “quasiplastic” deformation diagrams. Therefore, investigation of transformation mechanisms of a brittle material into the quasi-plastic ones without changing the chemical and phase composition is very important to overcome the brittleness of materials as a whole. Mechanical modeling of deformation and fracture of the material is probably the most effective tool for such investigations, because it reflects our understanding the particular phenomenon nature.

Использование хрупких материалов в качестве конструкционных сопряжено с риском быстрого разрушения, не допускающего достаточно длительного контролируемого вывода поврежденного устройства из эксплуатации. Поэтому развитие газовых турбин, ядерных и термоядерных реакторов и других устройств высокотемпературной техники сдерживается хрупкостью известных материалов с высокой температурой плавления – керамики и тугоплавких металлов. Более того, хрупкость как

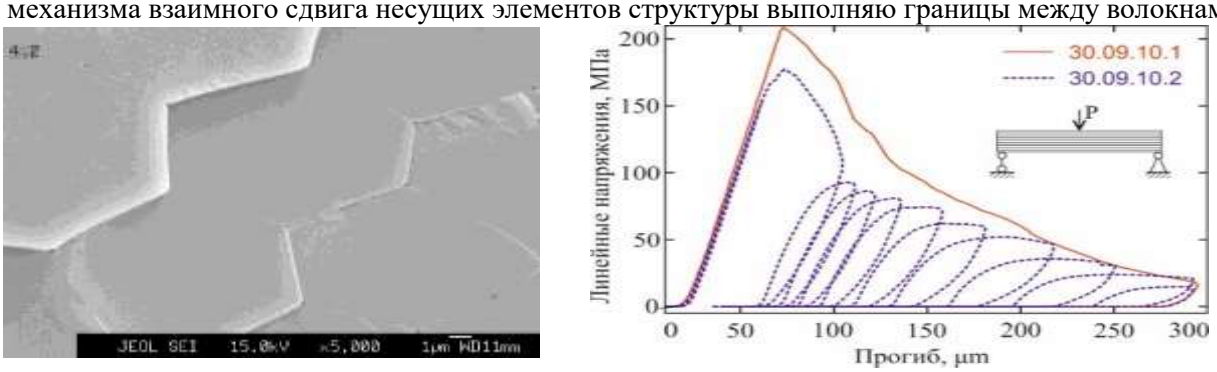
таковая ассоциируется с керамикой и стеклом большинством людей. Другие материалы также склонны к охрупчиванию под действием различных факторов: низкой температуры, водорода, радиации, старения и др. Для большинства материалов существуют условия, в которых они разрушаются хрупко. Совершенно очевидно, что хрупкость является крайне нежелательным свойством для конструкционных материалов.

Замечательное «техническое решение» для преодоления хрупкости демонстрируют биологические конструкционные материалы (БКМ). Оно прошло миллиарды лет эволюции и поэтому оно безусловно является наилучшим. Никакое другое техническое решение не может сравнится с «биологическим» по длительности апробации. Изучение данного «технического решения» с целью его применения для разработки искусственных конструкционных материалов, предназначенных для других условий применения, считается главной задачей материаловедения XXI века [1].

Механический анализ БКМ показывает, что они все без исключений на каждом иерархическом уровне представляют собой однонаправленные волокнистые или слоистые структуры из существенно неравноосных несущих элементов с достаточно низкой прочностью на сдвиг по границам между ними. Слои и волокна ориентированы в направлении максимальных нормальных напряжений. В элементах биологических конструкций, для которых требуется максимальная весовая эффективность, слои состоят из параллельных плотно упакованных волокон с сечениями в форме прямоугольников или шестиугольников. Ориентация волокон в слоях и их толщина соответствует величине нагрузки в каждом направлении. Слои в элементах конструкций, от которых не требуется максимальная весовая эффективность, в качестве несущих элементов структуры слоев используются чешуйки (пластинки). В работе [2] был сформулирован главный признак материала, который обеспечивает ему максимальное сопротивление разрушению: наличие в материале только одного направления неупругого сдвига, которое в элементе конструкции сориентировано в направлении максимальных нормальных напряжений. Логическим следствием этого главного признака является низкая прочность на сдвиг между несущими элементами структуры материала на каждом иерархическом уровне. Кроме того, для максимального поглощения энергии элементом конструкции при его деформировании и разрушении, несущие элементы структуры материала должны быть фрагментированы. Оптимальное отношение длины фрагмента к его наименьшему размеру находится в диапазоне 20…40.

Механический анализ БКМ различает элементы структуры, несущие нагрузку и механизмы взаимного сдвига несущих элементов. Последние обеспечивают перераспределение нагрузки между несущими элементами (минимизацию концентрации напряжений) и поглощение энергии при деформировании и разрушении. Особенностями этих механизмов являются: (1) – низкое напряжение сдвига, примерно, в сто раз меньшее прочности на растяжение несущих элементов, что обеспечивает минимальную склонность материала к концентрации напряжений и (2) – зависимость нагрузка-сдвиг, частично напоминающая диаграмму деформирования идеально пластичного материала или кулоновского трения. Данный анализ показывает отличие БКМ от волокнистых композитов, в которых матрица рассматривается как компонент, приводящий к концентрации напряжений, а волокна вводятся в материал для снижения этой концентрации.

На основе проведенного анализа было выполнено численное и экспериментальное моделирование однонаправленного однокомпонентного волокнистого материала, в котором функцию механизма взаимного сдвига несущих элементов структуры выполняю границы между волокнами.



а *б*

Рис. 1 – Форма сечений волокон в однокомпонентном стеклянном материале с

однонаправленной волокнистой структурой (а) [3]. Типичные квазипластические диаграммы деформирования образцов волокнистого стекла при изгибе (б) [4]. На вставке показана ориентация волокон в образцах.

На рис.1,*а* показаны сечения волокон в однокомпонентном стеклянном (базальтовом) материале, полученном одноосным прессованием пучка волокон перпендикулярно его оси при пластическом деформировании волокон [3]. Примеры «квазипластичных» диаграмм деформирования этого материала на рис.1,*б* показывают, однокомпонентный материал из стекла без каких-либо добавок в виде матрицы, клея на границах волокон и т.д. может иметь «квазипластичное» поведение при деформировании и разрушении [4]. Подобные диаграммы деформирования имеет наилучшая на сегодня конструкционная SiC-керамика SA-Tyrannohex® [5]. С точки зрения механики, отличия материалов [3] и [5] заключается в том, что в последнем механизм сдвига между несущими элементами структуры материала (волокнами) представляет собой несколько монослоёв углерода на границах между волокнами. В материале [3] функцию механизма сдвига между несущими элементами структуры материала выполняют только границы между волокнами. В этой связи для преодоления хрупкости материалов в целом, представляет несомненный интерес трансформация хрупкого материала в нехрупкий без изменения его химического и фазового состава.

Литература

1. Gao H. Application of fracture mechanics concepts to hierarchical biomechanics of bone and bone-like materials. // Int J Fract. 2006;138(1-4):101–137.

2. Borovik A.V., Borovik V.G. Effect of fiber's interfaces cohesive strength in unidirectional fibrous structural material on SIF and fracture energy. Adv Eng Mater 2014;16(5):522-527.

3. Боровик В.Г., Григорьев О.Н., Субботин В.Н. Новый конструкционный материал с однонаправленной волокнистой структурой // Порошковая Металлургия. 2012;51(1/2):65–74.

4. Borovik V.G. Effect of channel cracks on fiber fracture in one-component material with unidirectional fibrous structure. // Int J Fract. 2017;205(1):119–126.

5. Ishikawa T. Crack-resistant fiber-bonded ceramic. // Adv Eng Mater. 1999;1(1):59–61.

****

ПОЛЗУЧЕСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ ДИСКОВЫХ СПЛАВОВ: ВЛИЯНИЕ ЭКОНОМНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

Береснев А. Г., Бутрим В.Н., Логачева А.И., Разумовский И.М.

ОАО "Композит", г. Королев, Московская обл., Россия, E-mail: info@kompozit-mv.ru

Annotation.

We investigate an influence of a number transition metals (4d and 5d series) on the cohesive properties of Ni-base and Cr-Ni-base alloys. Theoretical calculations give us a possibility to reveal of a number of transition metals "useful" for birth Ni and Cr. Then we introduce these useful additions into alloying systems of the known Ni-base superalloy made of powder metallurgy and cast Cr-Ni-base high temperature alloy. It was established that new test alloys obtained have improved performance characteristics.

I. **Рассмотрены особенности жаропрочных дисковых сплавов**, которые оказывают влияние на деформационное поведение при высоких температурах.

1. Основной технологией производства дисковых сплавов является порошковая (гранульная) металлургия (П\М). Данная технология обеспечивает высокую однородность химического состава, структуры и свойств материала.

2. Особенностью микроструктуры дисков, полученных с помощью П\М, в компактированном состоянии является мелкозернистая поликристаллическая структура, которая характеризуется большой удельной плотностью границ зерен. Границы зерен являются «слабым» звеном микроструктуры с точки зрения сопротивления ползучести при высоких температурах, поскольку обладают повышенной диффузионной проницаемостью и способствуют ускорению ползучести.

II. **Концепция «экономного» легирования жаропрочных сплавов.**

1. В настоящей работе развита концепция упрочнения границ зерен путем легирование малыми добавками переходных металлов, которые сегрегируют на границах, увеличивают их когезивную прочность и замедляют диффузию. Для реализации данной концепции предложена следующая методология.

2. Оценка сегрегационной способности легирующих элементов и примесей на границах зерен и их влияние на когезивную прочность границ проводится с помощью теории функционала электронной плотности. В качестве параметра, определяющего когезивную прочность (η) границ зерен, используется работа расщепления границы W_{coh} (модель Райса-Вонга-Томсона). Предполагается, что полезные с точки зрения замедления ползучести элементы должны упрочнять не только границы зерен, но и объем матрицы сплава. Для оценки характера влияния легирующего элемента на энергию когезии объема χ сплава вводится понятие парциальной молярной энергии когезии.

Концепция «экономного» легирования заключается в том, что вводимые в сплав малые добавки переходных металлов должны упрочнять не только границы зерен (η), но и объем матрицы сплава: параметр χ.

III. **Расчетные данные.** В работе представлены результаты расчета параметров когезивной прочности сплавов на основе никеля и хрома, легированных 4d (включая Zr, Nb, Mo) и 5d (включая Hf, Ta, W, Re) переходными металлами. На основе анализа расчетных данных установлено, что в никелевых сплавах «полезными» добавками являются Zr, Nb, Hf и Ta, а в сплавах на основе хрома – Ta и W.

IV. **Экспериментальные данные.**

1. Жаропрочный никелевый сплав. Полученные теоретические данные использованы для разработки нового жаропрочного сплава на Ni основе. Введение пакета малых добавок (Zr, Nb, Hf и Ta) в систему легирования известного жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП для производства методом П\М позволило получить новый сплав НГК-6. Показатели механических свойств образцов данного сплава, полученных методом гранульной металлургии с последующим компактированием порошка с помощью горячего изостатического прессования, оказались значительно выше показателей известного сплава при высоких температурах (~ 900°C). Новое техническое решение защищено Патентом РФ.

2. Жаропрочный Cr-Ni сплав. В ряду конструкционных и функциональных сплавов на основе хрома особое место занимают хромоникелевые сплавы. Высокотемпературный хромоникелевый сплав Cr-(31÷35)Ni-(1÷3)W-(0.1÷0.4)V-(0.05÷0.3)Ti, масс. % (Х65НВФТ, ВХ4Ш) используют в космической технике для изготовления деталей сопла и камеры разложения топлива термокаталитических двигателей коррекции орбиты, ориентации и стабилизации космических аппаратов, где требуется высокая стойкость к газовой коррозии и сопротивляемость износу в широком диапазоне температур. Данный сплав состоит из двух основных фаз: α - твердого раствора на основе Cr и γ - твердого раствора на основе Ni. Для анализа системы легирования Cr-Ni сплава совместно использованы данные расчетов когезивной прочности сплавов на основе никеля и хрома. Предложено в качестве «экономного легирования» в Cr-Ni сплав ввести элементы, «полезные» (или нейтральные) с точки зрения когезивной прочности обеих фаз. Рассматривая в качестве базового химического состава известный сплав Х65НВФТ и легируя его небольшим количеством «полезных» элементов, методами традиционной металлургии (включая электрошлаковый переплав) удалось получить новый сплав с повышенной прочностью и сопротивлением ползучести при высоких температурах. Химический состав нового сплава и технология его производства защищены Патентом РФ.

****

СКАЛЫВАНИЕ КРОМОК РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ КЕРАМО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ГРУППЫ BL

Клименко С.А.[1], Манохин А.С.[1], Чумак А.О.[1] ,Хейфец М.Л.[2] Колмаков А.Г.[3], Насакина Е.О.[3]

[1]Украина, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, atmu@meta.ua

[2]Беларусь, Президиум НАН Беларуси

[3]Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

CHIPPING OF EDGE OF CUTTING TOOLS FROM CERAMIC-MATRIX COMPOSITES OF THE BL GROUP

Klimenko S.A., Манokhin A.S., Chumak A.A, Kheyfets M.L., Kolmakov A.G., Nasakina E.O.

The results of model experimental studies of the chipping of the edges of cutting tools from ceramic-matrix composites of the BL group under loading with an indentor of Rockwell are presented. The relation of the ratio of the normal load to the penetration depth of the indenter with the operability of the cutting tool is shown.

Одним из направлений повышения производительности процессов механической обработки является создание новых инструментов из композиционных материалов, которые позволяют проводить обработку с повышенными скоростями резания при обеспечении необходимого качества обработанной поверхности изделий.

В настоящее время в промышленном производстве наблюдается устойчивая тенденция к увеличению использования высокотвердых труднообрабатываемых конструкционных материалов. При их обработке эффективнны режущие инструменты, оснащенные поликристаллическими сверхтвердыми материалами на основе кубического нитрида бора (cBN), среди которых наиболее высокую скорость резания обеспечивают инструменты, оснащенные керамо-матричными композитами (КМК) группы BL (содержание cBN 40–65 %, ISO 1832-2012).

Учитывая высокую стоимость как материала самого режущего инструмента, так и материала обрабатываемого изделия, большой научный и практический интерес представляет разработка методов оценки работоспособности инструмента без проведения длительных стойкостных испытаний при резании. Такие методы базируются на результатах модельных исследований.

В настоящей работе выполнена оценка работоспособности инструментов, оснащенных КМК группы BL, на основе результатов исследования скалывания их кромок при внедрении индентора Роквелла (FR-метод) (рис. 1, *а*). В качестве оценочного параметра применялось отношение величины нормальной силы на инденторе к глубине его погружения в образец на момент скалывания (рис. 2, *а*).

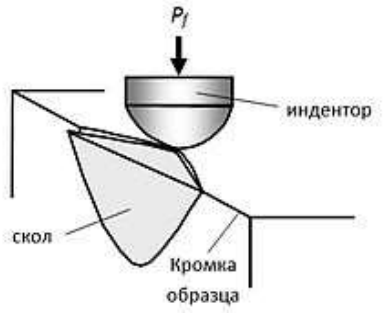
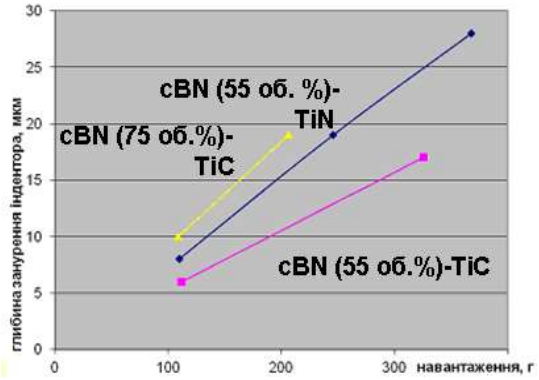
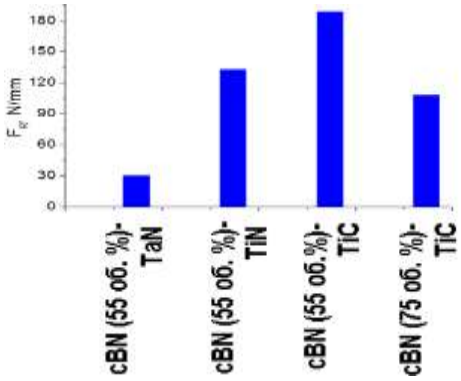


Рисунок 1 – Схема поведения эксперимента по скалыванию режущей кромки инструмента

Представленые на рис. 2, *а* зависимости демонстрируют особенности скалывания инструментов из КМК группи BL в условиях локального повреждения микрообъемов вблизи режущих кромок. Отношение величины нормальной нагрузки на инденторе к глубине его погружения в исследуемый образец на момент скалывания (рис. 2, *б*) имеет наибольшее значение для инструмента, оснащенного КМК cBN (55 об.%)-TiC, а минимальное – cBN (55 об.%)-TaN. На рис. 3 показаны контактные участки задних поверхностей инструментов после обработки стали ХВГ (HRC 62), которые подтверждают вывод о большей работоспособности инструмента, оснащеного КМК cBN (55 об.%)-TiC.

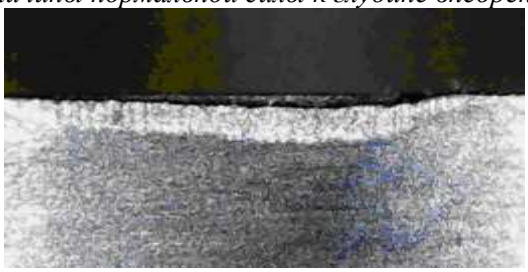


а

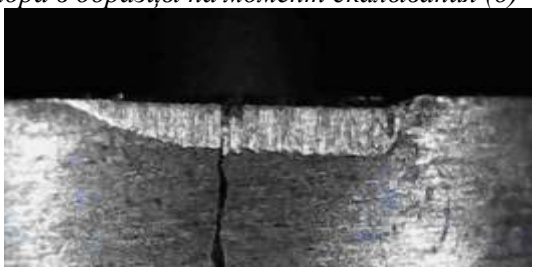


б

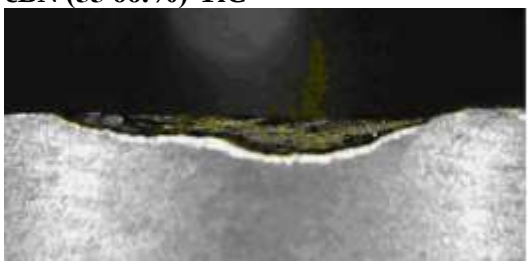
Рисунок 2 – Влияние нормальной силы на глубину внедрения индентора (а), отношение величины нормальной силы к глубине внедрения индентора в образцы на момент скалывания (б)



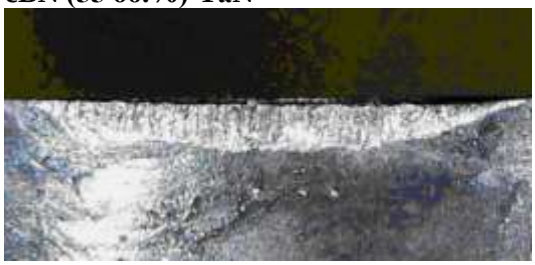
cBN (55 об.%)-TiC



cBN (55 об.%)-TaN



cBN (55 об.%)-TiN



cBN (75 об.%)-TiC

Рисунок 3 – Контактные участки задних поверхностей инструментов после обработки стали ХВГ (62-64 HRC) (v = 215 м/мин, S = 0,1 мм/об, t = 0,2 мм)

Предложенная характеристика, полученная по результатам исследования скалывания кромок инструментов, дополняет такую характеристику материала, как критический коэффициент концентрации напряжений K_{1C}, и, очевидно, является одним из прочностных показателей исследуемых КМК, а также позволяет ранжировать режущие инструменты, оснащенные такими композитами, по их работоспособности без проведения экспериментальных исследований стойкости непосредственно в процессе резания.

****

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ СКВОЗНЫХ ПОР И СООТВЕТСТВУЮЩИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ НАПОЛНИТЕЛЯ НА ПРОЧНОСТЬ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН И КОМПОЗИТОВ ПОЛИМЕР/МЕТАЛЛ НА ИХ ОСНОВЕ

Ковалец Н.П., Разумовская И.В., Бедин С.А.

Россия, Московский Педагогический Государственный Университет, zabalueva_1991@mail.ru.

THE INFLUENCE OF THROUGH PORES AND CORRESPONDING METAL PARTICLES OF FILLER ORIENTATION FOR THE TRACK MEMBRANES AND THE POLYMER/METAL COMPOSITES ON ITS BASIS ON THEIR STRENGTH

N. P. Zabalueva, I. V. Razumovskaya, S. A. Bedin

Strength of the track membranes and synthesized on its basis polymer/metal composites with through pores (or corresponding metal particles, filled pores) different orientation with respect to sample surface was compared. Obtained results modulate in particular the role of composites rolling.

Трековые мембраны (ТМ) помимо прочего являются прекрасным модельным объектом для изучения влияния на механические свойства пористых материалов и композитов на их основе размера пор и плотности их распределения по поверхности. Причиной является одинаковый диаметр пор для данной серии образцов и возможность варьировать в широких пределах как диаметр пор, так и плотность их распределения по поверхности. При матричном синтезе композитов полимер/металл методом электролитического заполнения пор структура композита наследует размеры и форму частиц (или наночастиц) металла и их распределение. Во всех наших работах использовались ТМ, изготовленные в Лаборатории ядерных реакций (ОИЯИ, Дубна).

В наших работах [1,2] было показано, что важную роль в разрушении ТМ играет ранее не учитываемый фактор концентрации напряжения на порах. При этом при деформации мембран круглые поры становятся эллипсовидными и даже могут до достижения разрушения образца превратиться в практически безопасные «щели», параллельные растяжению. Эволюция пор в композите имеет другой характер: частицы металла препятствуют растяжению пор и превращению их в узкие щели. Соответственно, как показал эксперимент, прочность композитов меньше, чем прочность мембран, на базе которых они синтезированы.

Для механических свойств ТМ и композитов важны не только диаметр пор и плотность их распределения по поверхности, но и ориентация цилиндрических сквозных пор по отношению к поверхности образца. Согласно эксперименту [3], в случае пор, наклонных по отношению к поверхности мембран под углом 45^{o}, прочность ТМ выше, чем для образцов с порами, перпендикулярным поверхности. Причиной, по-видимому, является отличие в напряженном состоянии материала вблизи пор с разной ориентацией.

Аналогичные рассуждения заставляют предполагать, что прочность композитов с системой сквозных пор, наклонных к поверхности образца под углом 45^{o}, будет выше, чем прочность композитов на аналогичных ТМ

Исследование прочности композитов с системой пор, наклонных к поверхности образца под углом 45^{o}, проводилось в режиме одноосного растяжения со скоростью 2 мм/мин на растяжной машине Autograph AGS фирмы «Shimadzu». В качестве наполнителя использовали никель и медь. Результаты сравнивались с результатами, полученными для композитов с порами, перпендикулярными поверхности. Было показано, что композиты с наклонными порами более прочные. Например, для композита медь/ПЭТФ с диаметром микропроволочек примерно 0,3 мкм, расположенных перпендикулярно поверхности образца, прочность составила 117,5±5,5 МПа, а для образцов с микропроволочками, расположенными под углом примерно 45^{o}, прочность равна 132±8 МПа.

Существенно, что композиты с системой наклонных пор в значительной степени моделируют влияния прокатки на композиты с системой пор, перпендикулярных поверхности образца.

Литература:

1.Гумирова В.Н., Влияние пор и их фрактального распределения на прочность трековых мебран, *Перспективные материалы*, специальный выпуск (5), ноябрь 2008, 650-655 с.

2.Гумирова В.Н., Разумовская И.В., Апель П.Ю., Бедин С.А., Баженов С.Л., Абдурашидова Г.С., Методы определения распределения пор по поверхности трековых мембран, *Преподаватель XXI век*, 2, 2013, 207-213 с.

3.Гумирова В.Н., Абдурашидова Г.С., Бедин С.А., Забалуева Н.П., Кувайцева М.А., Разумовская И.В., *Физика твердого тела*, 2015, том 57, 328-331 с.

****

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В КРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NI-FE-GA-CO ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Носов Ю.Г., Крымов В.М., Аверкин А. И., Николаев В.И.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт–Петербург, Россия

E-mail: Yu.Nosov@mail.ioffe.ru

Целью работы является исследование процесса перехода аустенит – мартенсит и обратно в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ при теплосменах вблизи комнатной температуры. Данный кристалл с практической точки зрения интересен большими обратимыми магнитоиндуцированными деформациями и сверхупругостью [1]. Известно, что в подобных кристаллах Ni-Mn-Ga-Co с памятью формы точки фазового перехода зависят от небольших изменений состава и могут находиться при температурах близких комнатной [2].

В работе исследовались образцы в форме цилиндра диаметром 7,5 мм и длиной 20 мм, вырезанные из кристалла, выращенного методом Чохральского. Торцевые поверхности шлифовались и полировались. Обнаружено, что при охлаждении кристалла до 0°С на его поверхности появлялись игольчатые (пластинчатые) кристаллы мартенсита, которые при комнатной температуре исчезали за 2-3 минуты. Для точного определения точки начала образования мартенсита кристалл охлаждался в сосуде с водой с очень низкой скоростью ≈ 0,04 град/мин. Фотографии последовательных этапов (1-6) образования кристаллов мартенсита в одном из опытов приведены на рис.1. Время от появления первых иголок мартенсита до их распространения на все сечение составило 18 минут. Установлено, что при данных условиях мартенситная структура в кристалле образуется и развивается в интервале температур 9,5–9,0°С. Обратный переход мартенсит - аустенит происходит в интервале температур15-16°С. Для сравнения укажем, что температуры перехода для данного кристалла, полученные методом ДСК, составляли M_S = 3°С, M_f = 0.5°С, A_S= 11°С и A_f = 20°С. при скорости нагрева 10 град/мин.

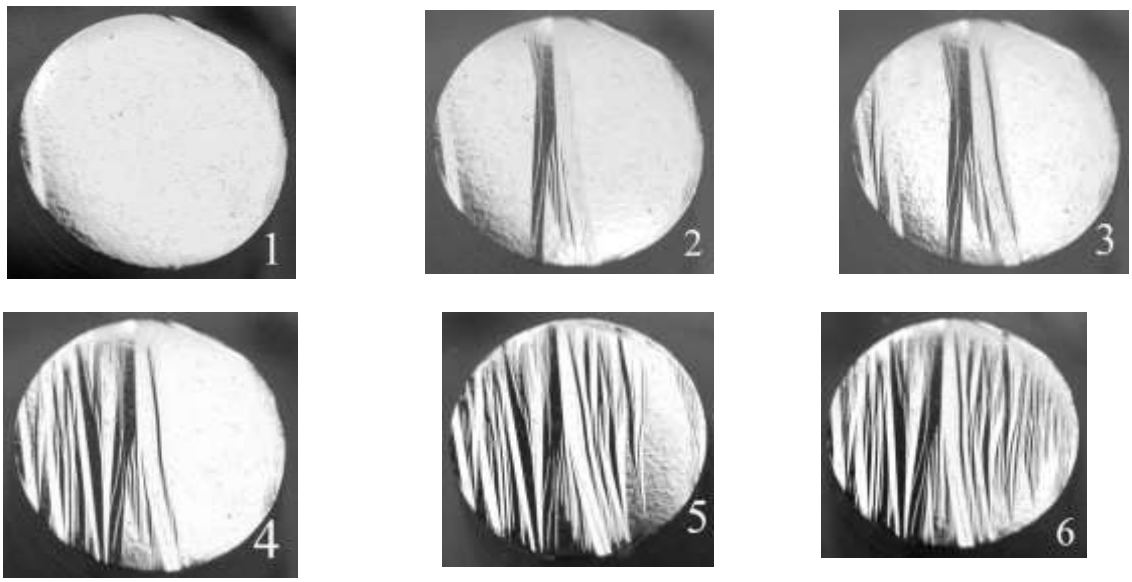


Рис.1

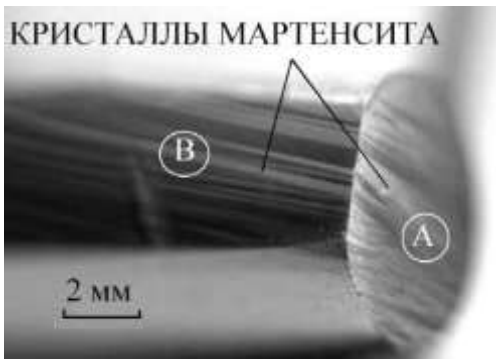


Рис. 2



Рис.3

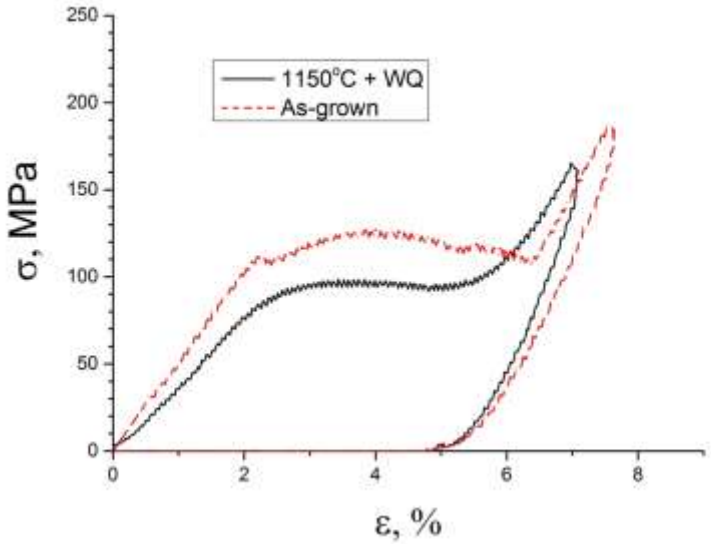


Рис.4

Найдено, что: 1) В первых теплосменах структура мартенсита развивается в виде нескольких кристаллографических вариантов, каждый из которых представлен одинаково ориентированными кристаллами, 2) после 3-5 теплосмен количество вариантов уменьшается, остаются кристаллы только одного кристаллографического направления, 3) при последующих теплосменах картина развития мартенсита воспроизводится во всех деталях. (рис.1)

Чтобы узнать, как ориентированы кристаллы мартенсита в объеме образца было сделано его продольное сечение вдоль направления роста таким образом, чтобы оно было перпендикулярно направлению мартенситных пластин на торцевой поверхности. На рис.2 видны выходы кристаллов мартенсита как на торцевую поверхность **A** так и на продольное сечение **B**. На рис.3 показано, что угол между направлением мартенситных пластин и направлением роста кристалла составляет 12º.

На испытательной машине Instron 1342 изучены диаграммы сжатия кристаллов до и после термообработки (рис.4). Из них следует, что деформация памяти формы (ПФ) образцов до и после термообработки отличается незначительно и примерно соответствует образцам того же состава, полученным ранее методом Бриджмена. Установлено, что термообработка материала привела к понижению фазового предела упругости на 15 МПа, однако он все равно остался выше, чем у образцов, полученных методом Бриджмена [3].

Литература

[1] H. Morito, A. Fujita, K. Oikawa, K. Ishida, K. Fukamichi, and R. Kainuma, Applied Physics Letters, 2007,90, 062505.

[2] Пушин В.Г., Коуров Н.И., Королев А.В и др. ФТТ , 2013, т.55, вып. 12, с.2297-2304.

[3] Николаев В.И., Якушев П.Н.; Малыгин Г.А.; Аверкин А.И.; Пульнев С.А.; Зограф Г.П.;Кустов С.Б.; Чумляков Ю.И., Письма ЖТФ, 2016, т.42, 8 с.18-27

****

ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ ВУЛКАНИЗАТОВ НА ОСНОВЕ ТРОЙНОЙ ПОЛИМЕРНОЙ СМЕСИ, СОДЕРЖАЩИХ НАПОЛНИТЕЛИ

Панфилова О. А., Каримова А. Р., Ибатуллин А. Н., Охотина Н. А., Вольфсон С. И.
Российская Федерация, ФГБОУ ВО «Казанский национальный исследовательский технологический университет», e-mail: kuznetsova90@bk.ru

STRESS-STRAIN PROPERTIES OF THERMOPLASTIC VULCANIZATES BASED ON TRIPLE RUBBER BLENDS WITH FILLERS

Panfilova O. A., Karimova A. R., Ibatullin A. N., Okhotina N. A., Volfson S. I.

Abstract. This study is devoted to introduction the different fillers to thermoplastic vulcanizates (TPV) based on polypropylene and the combination of isoprene and nitrile butadiene rubber. The ratio of polymer components is 30:60:10. It was shown that the method of TPV's production and filler introduction has the influence on TPV's properties. It should be noted that the very small dosage of carbon nanotubes increases the elastic modulus of the composition at 20 %.

Термопластичные вулканизаты (ТПВ) представляют собой особый класс материалов, состоящих из вулканизованных частиц каучука (дисперсной фазы), диспергированных в матрице термопласта (дисперсионной среде). Это обеспечивает одновременное сочетание в ТПВ свойств эластомеров (эластичность и прочность) и термопластов (формуемость, способность к вторичной переработке). В настоящей работе объектами исследования выступили ТПВ на основе полипропилена и комбинации изопренового (СКИ-3) и бутадиен-нитрильного (БНКС-28 АМН) каучуков в соотношении 30:60:10. Использование в составе эластомерной фазы неполярного и полярного каучуков предполагает сочетание в материале высокого уровня деформационно-прочностных свойств, обусловленных присутствием СКИ-3, и повышенным сопротивлением к действию топлив и масел за счет введения БНКС-28.

Известно, что сочетание полимерных материалов с наполнителями позволяет получать материалы с совершенно новыми технологическими или эксплуатационными свойствами, поэтому представляет интерес возможность введения в состав ТПВ наполнителей различной природы. В качестве наполнителей исследовали технический углерод марки П-324, многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), а также минеральные наполнители – шунгит Карелит МК-2 и таурит ТС-Д. Наибольшим размером частиц обладает наполнитель таурит ТС-Д (до 5 мкм), минимальный размер частиц характерен для нанотрубок – их диаметр составляет 0,002 – 0,1 мкм.

Поскольку ТПВ состоит из термопластичной и эластомерной фаз, нами было исследовано влияние наполнителей при их введении в обе фазы. Во всех случаях ТПВ изготавливались в смесительной камере пластикордера Брабендер в две стадии: на первой стадии изготавливалась резиновая смесь, которая на второй стадии смешивалась с полипропиленом в расплаве. Дозировка наполнителей составила 0-10 мас. ч. По первому варианту наполнитель вводился при приготовлении резиновой смеси; по второму варианту предварительно получали мастер-батчи: наполнитель водили в полипропилен и смешивали при 170 °С в течение 5 мин. На второй стадии мастер-батч смешивали с резиновой смесью первой стадии.

Для получения лент для испытаний ТПВ экструдировали с помощью экструзионной приставки с плоскощелевым каналом в головке. В обоих случаях введение наполнителей не отразилось на перерабатываемости композиций, ленты гладко экструдировались и имели ровные края.

Результаты испытаний ТПВ, полученных по 1 варианту, показали, что при введении 1–5 мас. ч. технического углерода происходит незначительное снижение прочности при растяжении и относительного удлинения (на 7 и 15 % соответственно), а введение даже 1 мас. ч. крупных частиц шунгита и таурита приводит к заметному снижению показателей. Введение наполнителей во всех дозировках уменьшает значения остаточной деформации образцов ТПВ.

Согласно результатам физико-механических испытаний ТПВ, полученных по 2 варианту, введение наполнителей практически не привело к снижению прочности и эластичности композиций.

Значительнее всего изменяются показатели относительного остаточного удлинения, что характерно для наполнения любых полимерных композиций, а в случае технического углерода

возможно и влияние дополнительных взаимодействий компонентов полимерной фазы, особенно каучуков, с частицами наполнителя.

Для оценки влияния наполнителей на степень упрочнения полимерных композиций используются коэффициенты упрочнения (табл. 1), представляющие собой отношение значений показателя наполненной композиции к значению этого же показателя для ненаполненной композиции.

Таблица 1 – Влияние способа введения наполнителя на коэффициенты изменения свойств ТПВ

Наполнитель	Дозировка, мас. ч	σ_1/σ	$\varepsilon_1/\varepsilon$	σ_2/σ	$\varepsilon_2/\varepsilon$
Техуглерод	5	0,87	0,88	1,03	0,95
	7	0,65	0,65	1,08	0,95
Шунгит	5	0,83	0,93	0,93	0,98
	7	0,80	0,90	0,95	0,93
Таурит	5	0,78	0,90	0,98	0,94
	7	0,70	0,90	0,98	1,00

Из данных табл. 1 видно, что способ введения наполнителя оказывает значительное влияние на свойства композиций ТПВ, причем коэффициенты упрочнения выше для композиций, полученных по второму варианту смешения.

Введение более 10 мас. ч. наполнителей в термоэластопласты приводит к резкому падению их свойств. Поэтому интерес представляют наполнители, которые можно использовать в очень малых дозировках, например, наноразмерные наполнители. В настоящей работе в качестве наноразмерного наполнителя были выбраны многостенные углеродные нанотрубки. Поскольку нанотрубки вследствие высокой поверхностной энергии не существуют в изолированном виде и собираются в пучки, для их дезагломерации производилось их предварительное смешение с бутадиен-нитрильным каучуком (0,6 % мас. МУНТ на 100 мас. ч. каучука). Полученный концентрат МУНТ был использован для получения композитов ТПВ. Содержание МУНТ в ТПВ составило 0,01; 0,05 и 0,1 % мас. Результаты испытаний показали, что введение МУНТ практически не сказалось на прочности и относительном удлинении, однако существенно повысило модуль упругости при растяжении: введении 0,1 % МУНТ повысило этот показатель почти на 20 % (рис. 1).

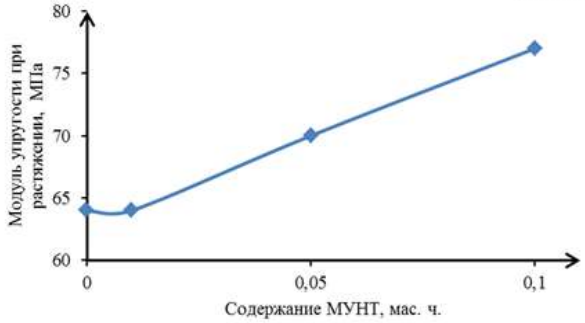


Рисунок 1 – Модуль упругости при растяжении ТПВ, содержащих МУНТ

Таким образом, было показано, что способ введения наполнителя оказывает значительное влияние на свойства ТПВ, а небольшие дозировки наноразмерного наполнителя могут значительно улучшить деформационно-прочностные показатели.

****

ВЛИЯНИЕ АСИММЕТРИЧНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ ВЫСОКОГО ДЕМПФИРОВАНИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ MN-CU И FE-AL

Чудаков И.Б.[1], Александрова Н.М.[1] , Просвирнин Д.В.[2], Макушев С.Ю.[1]

1 *– Россия, ФГУП ЦНИИчермет им.И.П..Бардина, E-mail: i-chudakov@narod.ru*

2 *– Россия, ИМЕТ РАН им.А.А.Байкова, E-mail: mail@imetran.ru*

EFFECT OF ASYMMETRIC CYCLIC LOADING ON PROPERTIES OF HIGH DAMPING ALLOYS BASED ON MN-CU AND FE-AL METALLIC SYSTEMS

Chudakov I.B., Alexandrova N.M., Prosvirnin D.V., Mackushev S.Yu.

Damping, mechanical and fatigue properties of high-purity high-damping alloys based on Mn-Cu and Fe-Al metallic systems were studied in the present research. It has been shown that in the range of small vibration amplitudes, asymmetric loading causes marked degradation of damping capacity of Fe-Al alloys, but damping properties of Mn-Cu alloys were found to be practically unchanged. At the same time, the level of damping capacity in the range of small amplitudes is nearly the same for Fe-Al and Mn-Cu alloys, subjected to external asymmetric loading. It has been shown also that fatigue properties of high-damping Fe-Al alloys are much better than fatigue characteristics of high-damping Mn-Cu alloys.

Сплавы высокого демпфирования (СВД) являются высокоэффективными конструкционными материалами. Известно, что применение СВД позволяет снизить уровень шума и вибрации различных машин и механизмов, избежать возникновения разрушительных резонансных колебаний, повысить допустимую частоту вращения различных устройств, повысить уровень комфорта бытовой техники и получить другие технические преимущества [1-2]. По сравнению с традиционными средствами борьбы с вибрацией и шумом в технике, СВД обладают несомненными преимуществами: во-первых, СВД обладают высоким модулем упругости и их применение позволяет создавать изделия с высокой конструкционной жесткостью и одновременно с высокой демпфирующей способностью; во-вторых, некоторые СВД могут эффективно использоваться при высоких температурах (вплоть до 550^{o}C), при которых традиционные демпфирующие материалы не способны функционировать; в-третьих, СВД обладают очень высоким удельным поглощением энергии упругих колебаний и в четвертых, конструкции с применением СВД отличаются простотой и функциональностью и не требуют технического обслуживания в процессе эксплуатации.

Применение материала в сложных конструкциях, как правило, предопределяет формирование в нём сложного напряженного состояния. Наиболее актуальным с практической точки зрения является асимметричное циклическое нагружение материала, когда на статическую нагрузку накладывается динамическое (изменяющееся во времени) нагружение. При этом статическая нагрузка может быть обусловлена весом вышерасположенной конструкции или напряжениями сборки, а динамическая составляющая – эксцентриситетом масс, вибрацией при работе механизмов, устройств и т.д.

Однако, в настоящее время количество публикаций об исследованиях демпфирующих сплавов в условиях воздействия асимметричной внешней нагрузки крайне ограничено [3]. Как правило, в мировой литературе приводятся результаты исследования демпфирующих сплавов в свободном состоянии, что обусловлено особенностями экспериментальных установок, обычно используемых для исследования демпфирующих свойств. Целью настоящей работы являлось исследование свойств СВД различных типов в условиях асимметричного внешнего нагружения. В качестве объектов исследования были выбраны два высокочистых бинарных сплава на основе металлических систем Fe–Al и Mn–Cu. Сплавы отбирали таким образом, чтобы в свободном состоянии (без воздействия дополнительной статической нагрузки) они обладали очень высокой демпфирующей способностью.

Удельная демпфирующая способность сплавов (SDC) исследовалась на установке, собранной по схеме обратного изгибного маятника. Измерения проводились в диапазоне амплитуд колебаний $\Delta l/l = \varepsilon = 2*10^{-5} \div 12*10^{-4}$. SDC сплавов исследовалась как в свободном состоянии, так и под действием асимметричной внешней нагрузки. Результаты исследования демпфирующих свойств сплавов Fe–Al и Mn–Cu приведены в Таблице. Анализ полученных результатов показывает, что в области малых амплитуд колебаний (~$1*10^{-4}$) наложение дополнительной статической нагрузки приводит к существенному уменьшению демпфирующей способности Fe-Al сплавов. При этом в области повышенных амплитуд (~$4*10^{-4}$ или ~90МПа) сплавы Fe-Al не демонстрируют явно выраженного снижения SDC в случае асимметричного нагружения материала (см. Таблицу).

Отметим, что для СВД на основе системы Fe-Al данная область амплитуд значительно ниже как предела текучести сплава (300МПа), так и предела усталостной прочности (~180-200МПа, Рис. 1).

Таблица. Влияние асимметрии цикла нагружения на демпфирующие свойства сплавов Fe-Al и Mn-Cu

	Величина SDC (%) при различных амплитудах колебаний ε			
Сплав	**Fe – 5,6%Al (mass.%)**			
σ_{static}, МПа	$\varepsilon = 1 \cdot 10^{-4}$	$\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$	$\varepsilon = 3 \cdot 10^{-4}$	$\varepsilon = 4 \cdot 10^{-4}$
0	**35,6**	**22,6**	**16,2**	**12,3**
20	**13,5**	**19,4**	**15,6**	**12,0**
40	**13,2**	**15,3**	**14,7**	**11,8**
Сплав	**60%Mn – 40%Cu (mass.%)**			
σ_{static}, МПа	$\varepsilon = 1 \cdot 10^{-4}$	$\varepsilon = 2 \cdot 10^{-4}$	$\varepsilon = 4 \cdot 10^{-4}$	$\varepsilon = 12 \cdot 10^{-4}$
0	**12,0**	**16,5**	**23,5**	**42,0**
19,8	**12,7**	**16,7**	**23,2**	**39,2**
31,5	**13,4**	**16,8**	**24,0**	**39,2**
78,3	**14,0**	**16,6**	**23,2**	**38,0**

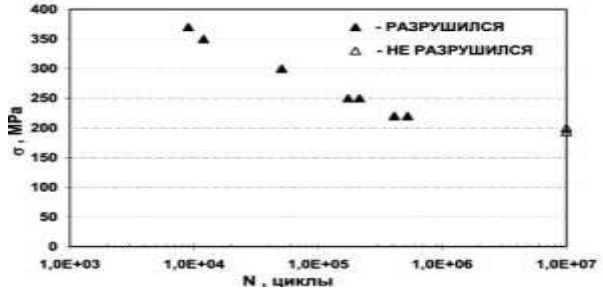


Рис. 1. Кривая циклической прочности нагруженного

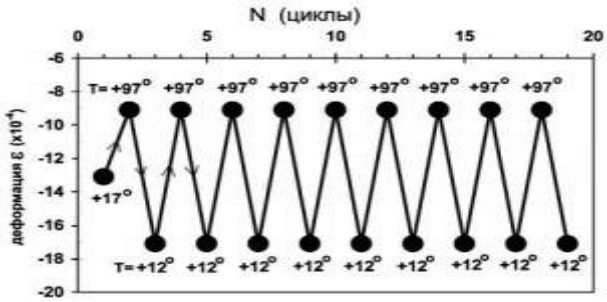


Рис. 2. Обратимая деформация сплава 60%Mn-40%Cu при термоциклировании

Исследование СВД на основе системы Mn-Cu показало, что наложение статической внешней нагрузки не приводит к существенному уменьшению уровня SDC этих сплавов ни в области высоких, ни в области низких амплитуд колебаний (см. Таблицу). Высокая устойчивость Mn-Cu сплавов к воздействию асимметричной внешней нагрузки является безусловным преимуществом материалов этого класса. Однако дополнительное исследование показало, что в условиях дополнительной статической внешней нагрузки сплавы типа 60%Mn–40%Cu демонстрируют устойчивую нестабильность геометрической формы при термоциклировании в интервале температур от +12 до +100°С (см. Рис.2). Эксперименты проводились следующим образом: на конец горизонтальной консольно закрепленной с одного конца балки навешивался груз, который приводил к изгибу балки, при этом уровень статических напряжений в материале достигал 120МПа (что практически в 3 раза ниже, чем предел текучести данного сплава). Далее вся конструкция подвергалась нагреву, перемещение свободного конца балки регистрировалось. Из Рис.2 видно, что обратимая деформация при термоциклировании весьма велика и достигает 0,08%. Данная особенность может послужить серьезным препятствием для применения Mn-Cu сплавов в промышленных устройствах, работающих в климатических условиях и в условиях дополнительного нагрева. Было установлено также, что СВД на основе системы Mn-Cu существенно уступают сплавам Fe-Al по уровню циклической прочности.

Исходя из вышеизложенного можно сделать заключение о том, что в условиях сложного напряженного состояния (если силовое воздействие включает статическую нагрузку) целесообразно использовать СВД типа 60%Mn–40%Cu в том случае, если сплав находится в термостатированных условиях эксплуатации. В остальных случаях целесообразно использовать СВД типа Fe–Al несмотря на то, что их свойства чувствительны к приложению внешней статической нагрузки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-06765)

Список литературы

[1] Фавстов Ю.К. и др. Металловедение высокодемпфирующих сплавов. М.: Металлургия, 1980, 281с.

[2] Kawahara K., Key engineering materials. 2006, Vol. 319, pp. 217 – 223.

[3] Hu X.F., Liu S.W., Li X.Y. et al. Mater. Sci. and Engineering. 2011. V. 528 A. pp. 5491 – 5495.

****

ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ВЫСОКОТВЕРДЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СКЛЕРОМЕТРИИ

Клименко С.А.[1], Хейфец М.Л.[2], Колмаков А.Г.[3], Просвирнин Д.В.[3]

Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина,
Хейфец М.Л. Президиум НАН Беларуси, Минск, Беларусь,
ИМЕТ РАН, Москва, Россия.

Склерометрия довольно широко применяется для оценки механических свойств поверхностного слоя материалов. В данной работе этим методом исследовались поверхностные слои перспективных высокотвердых композиционных материалов инструментального назначения на основе cBN: cBN-TiN-Si_3N_4, cBN-TaN-Si_3N_4-SiC, cBN-Si_3N_4. Для сравнения в тех же условиях исследовали твердый сплав ВК8МК. Нормальная нагрузка на индентор P=1 [Н] выбиралась исходя из возможно более близкого соответствия размера деформируемой области при испытании типичным эксплуатационным условиям (обработка с ударом стали 40Х с твердостью 220–240 НВ инструментом из ВК8МК и обработка без удара стали ШХ15 с твердостью 62-64 HRC инструментом из высокотвердого композита). Скорость перемещения индентора составляла 22 [мкм/с]. Оценочными параметрами являлись глубина внедрения индентора H [мкм], тангенциальная сила контактного взаимодействия индентора с образцом F_τ [Н] и характер изменения H вдоль трассы сканирования. Было обнаружено, что на стадии приработки высокотвердые композиты характеризовались H = 2,2-3,25 [мкм], а на стадии равномерного износа - H = 1,8-2,3 [мкм]. Стадии катастрофического износа отличалась большими значениями их их значительным разбросом H = 2,75-3,4 [мкм]. В ходе испытаний величина зоны износа $h_з$ составляла порядка 0,05…0,8 [мм].

Для получения дополнительной информации рассчитывались математическое ожидание и среднеквадратическое отклонение σ [Н] величины F_τ, а также величину фрактальной размерности совокупности механических свойств D_s и анализировались зависимости D_s от величины износа оснащенного им инструмента. Было показано, что на стадии приработки поверхностный слой материала характеризуется высокими значениями среднеквадратического отклонения значений глубины внедрения индентора, на стадии равномерного износа, соответствующей стабильной эксплуатации, наблюдается постепенное снижение величины D_s и повышенные значения твердости, а при достижении катастрофической стадии износа имеет место значительный рост величины D_s и уменьшения твердости поверхности ниже уровня твердости исходного материала.

Обнаружено, что для всех исследованных материалов большим значениям D_s и σ соответствует большая величина износа инструментов $h_з$. Термобарическая обработка композитов приводила к изменению оценочных параметров.

Таким образом, набор экспериментальных и расчетных параметров, получаемых в ходе склерометрических исследований, позволяет охарактеризовать совокупность механических свойств поверхностных слоев инструментальных высокотвердых материалов и проводить эффективно оценку их работоспособностьи

Исследования поддержаны грантом РФФИ 16-08-00815 А.

****

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА, ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ ЧАСТИЦАМИ ZRO_2, БОРИДОВ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

Евдокимов В.Ю.[1], Тютькова Ю.Б.[1], Баринов С.М.[1], Пруцков М.Е.[1], Рупасов С.И.[2], Лысенков А.С.[1], Аладьев Н.А.[1], Овсянников Н.А.[1], Смирнов В.В.[1]

Россия, [1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», acd313@imet.ac.ru

COMPOSITE MATERIALS BASED ON NICKEL AND TITANIUM ALUMINIDES REINFORCED BY DISPERSED PARTICULATES ZRO_2, TIB_2 ZRB_2

Evdokimov V. Yu. , Tyutkova Yu. B. , Barinov S. M. , Prutskov M. E. , Rupasov S.I., Lysenkov A. S. , Aladjev N. A. , Ovsyannikov N. A. , Smirnov V.V.

Fracture toughness of composite materials based on nickel aluminide two phase systems of NiAl(2,15w.%Mo)-20vol.%NI3Al reinforced by dispersed particulates of 20vol. %Al2O3(3,16-19,13w. %Mo)was investigated. Samples of materials were obtained from powder mixture by pressing and sintering in vacuum at 1500°C or by hot pressing at temperatures from 1300 to 1570°C. Fracture toughness (20°C) of samples based on [NiAl(2,15w.%Mo)-20vol.%Ni3Al]-20vol.%Al_2O_3 obtained by hot pressing at 1570°C varied from 19 to 25 MPa·$m^{1/2}$ (when Mo content in Al2O3 powders increased from 3, 16 to 19, 13w. %, respectively). Fracture values changed from 25 MPa·$m^{1/2}$ (20 vol.% Al2O3) to 36 MPa·$m^{1/2}$ (20 vol. % Al2O3), when increasing of Mo content in the samples to 19,13w.%, respectively. Maximum value of fracture toughness was 36 MPa·$m^{1/2}$ during the tests (500°C) for samples (NiAl(2,15w.%Mo)-20vol.%Ni3Al]-20vol.%Al2O3(19,13w.%Mo).

Композиционные материалы (КМ) на основе алюминидов никеля и титана обладают комплексом повышенных механических свойств в условиях высоких температур и нагрузок [1,2]. Соединения боридов TiB_2 и ZrB_2 широко применяются в различных областях высокотемпературной техники. Высокие значения величин твердости, износостойкости, шлифующая способность позволяют применять их в машиностроении и приборостроении. Наиболее перспективно применение TiB_2 и ZrB_2 для создания высокопрочных и высокомодульных непрерывных волокон и нитевидных кристаллов при армировании КМ.

Полученные в данной работе КМ классифицировались согласно составу материала и способу его получения. Упрочнение основных фаз КМ – NiAl и TiAl, с дисперсными частицами Ni_3Al и Ti_3Al, соответственно, достигалось за счет включения частиц дисперсно-структурированных фаз корунда с частицами Mo, TiB_2 и ZrB_2 и получением данных материалов горячим прессованием. В результате были получены КМ, обладающие комплексом высоких функциональных свойств.

Из исходных порошковых материалов – алюминидов никеля (NiAl,Ni_3Al), алюмоаммиачных квасцов, парамолибдата аммония получены КМ [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al]-20об.%Al_2O_3 (3,16-19,13%Mo).В матричный порошок (NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al) вводили порошки Al_2O_3 (3,16-19,13%Mo), измельченные в планетарной мельнице до 1-2,5 мкм. Полученные составы порошковых смесей для [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al]-20об.%Al_2O_3 содержали 3,16; 10,48; 19,13 % Mo. Дисперсные частицы порошковой композиции корунд-молибден вводили в состав интерметаллидной матрицы механическим смешиванием порошковой шихты.

Из исходных материалов-порошковых соединений алюминидов никеля – NiAl, Ni_3Al и TiB_2, а также TiAl, Ti_3Al и ZrB_2, соответственно, получены КМ: [NiAl-20об.%Ni_3Al]-(5-40 об.%)TiB_2 и [TiAl-20об.%Ti_3Al]-(5-40об.%)ZrB_2. В порошковые матрицы NiAl-20об.%Ni_3Al и TiAl-20об.%Ti_3Al вводили порошки TiB_2 (5-40об.%) и ZrB_2 (5-40об.%), соответственно, измельченные в планетарной мельнице до 1-5 мкм. Полученные смеси состояли из порошков матрицы NiAl-20 об.%Ni_3Al и дисперсных порошковых частиц TiB_2, а также из порошков матрицы TiAl-20об.%Ti_3Al и дисперсных порошковых частиц ZrB_2 в количестве 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 об.%. Дисперсные частицы TiB_2 и ZrB_2 вводили в состав двухфазных интерметаллидных матриц механическим смешиванием порошковых шихт. Образцы КМ получали прессованием и спеканием в вакууме и горячим прессованием.

Спеканием в вакууме получены материалы на основе алюминидов Ni с дисперсными частицами Al_2O_3-Mo при температурах до 1450-1500ºС. Горячим прессованием получены образцы

композиционных материалов на основе порошковых частиц NiAl и Ni_3Al при температурах до 1570 ºС. Образцы КМ прессовали при давлении 100 МПа (балочки 5х5х20мм). Проведено спекание в вакууме (1500 ºС, 2 часа). При температурах 1500, 1550 и 1570 ºС проведено горячее прессование (30 МПа) в вакууме в графитовых пресс-формах.

Образцы КМ на основе алюминидов Ni и Ti с дисперсными частицами TiB_2 и ZrB_2, соответственно, (балочки 5х5х20мм) прессовали при давлении 100 МПа. Спекание в вакууме проводилось: при 1500 ºС (основа NiAl/20об.%Ni_3Al),выдержка 2 часа; при 1350 ºС (основа TiAl/20об.%Ti_3Al),выдержка 2 часа. Установлено, что данный процесс является спеканием системы с нерастворимыми компонентами. Горячее прессование (30 МПа) образцов проводилось в вакууме при температурах 1500,1550 и 1570 ºС в графитовых прессформах для (NiAl/20об.%Ni_3Al), при 1300, 1350, 1380 ºС для (TiAl/20об.%Ti_3Al).

Оценка трещиностойкости проведена на образцах SENB-типа с прямым боковым надрезом. После проведения высокотемпературного спекания КМ составов [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al]-20об.% Al_2O_3(3,16-19,13%Mo) данные образцы имели среднее значение прочности при изгибе от 300 до 600 МПа (при 20 ºС) при максимальном содержании Mo-19,13% в композиции [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al]-20об.%Al_2O_3(19,13%Mo). Максимальные значения прочности при испытаниях на изгиб при 20 ºС образцов [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al]-20об.%Al_2O_3(19,13%Mo) составляли 600 МПа.

Поскольку спекание материалов данных систем при 1300-1570 ºС является спеканием системы с нерастворимыми компонентами, с увеличением содержания Mo от 2,15 до 19.13%, трещиностойкость спеченных в вакууме образцов повышается от 13 до 20 МПа×$м^{1/2}$, при содержании Mo – 19,13% и от 10 до 13 МПа×$м^{1/2}$ – при 2,15%Mo, соответственно. При увеличении содержания Mo также наблюдается рост пористости (11-15%). Трещиностойкость спеченных в вакууме образцов NiAl/Ni_3Al-TiB_2 составляла 11,6 МПа×$м^{1/2}$ при содержании 20 об.%TiB_2, а при 40 об.% TiB_2 – 12,9 МПа×$м^{1/2}$.Для образцов TiAl/Ti_3Al-ZrB_2 данные величины составляли – 12,5 и 13,5 МПа×$м^{1/2}$, соответственно. При увеличении содержания TiB_2 и ZrB_2 в образцах наблюдался рост пористости (10-15%). Для образцов КМ, полученных горячим прессованием (ГП), характерны более высокие значения трещиностойкости и плотности. Наибольшая трещиностойкость достигнута для образцов КМ, содержащих 19,13%Mo и 20об.% Ni_3Al. Для температуры ГП 1500 ºС она составила 28 МПа×$м^{1/2}$, для 1550 ºС – 31 МПа×$м^{1/2}$ и для 1570 ºС – 35 МПа×$м^{1/2}$.Повышение трещиностойкости обусловлено снижением пористости материалов. Пористость образцов при температурах ГП 1500,1550 и 1570 ºС составила 10;5 и 0,5%, соответственно. Содержание Mo в КМ влияет на значение трещиностойкости – при повышении содержания Mo от 3,2 до 10,48%Mo, при температуре ГП 1570 ºС, трещиностойкость образцов возрастала от 20 МПа×$м^{1/2}$ (для образца с 2,15%Mo) до 23 МПа×$м^{1/2}$ (10,48%Mo). Резкое повышение трещиностойкости от 19 МПа×$м^{1/2}$ (2,15%Mo) до 25 МПа×$м^{1/2}$ наблюдается для образцов КМ [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al]-20об.%Al_2O_3(19,13%Mo). Для образцов КМ с большим содержанием Mo (19,13%) рост величины трещиностойкости, вероятно, обуславливается наличием Mo, повышающим величину критического коэффициента интенсивности напряжений при разрушении. Эффект повышения величины трещиностойкости наиболее выражен при высокотемпературных испытаниях от 20 до 700С, когда трещиностойкость КМ, содержащего 19,13 %Mo в матрице NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al возрастает при температуре испытаний 500 ºС до 35 МПа×$м^{1/2}$,что в 1,8 раза превышает трещиностойкость интерметаллидной матрицы при 20 ºС.

КМ на основе NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al,полученные ГП(1570 ºС), имеют прочность при изгибе до 300МПа (20ºС) и до 450МПа (500ºС). КМ на основе NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni_3Al с содержанием Mo 3,16 и 10,48;также полученные ГП(1570 ºС),имели прочность при изгибе до 350-430 МПа(20С),соответственно, и до 470-600МПа (500 ºС), соответственно. Величины пористости образцов КМ, полученных ГП при 1500,1550 и 1570 ºС, составили 11;7 и 1%, соответственно.

Дальнейшее увеличение механических свойств КМ достигалось посредством введения дисперсных порошковых частиц метастабильного ZrO_2 тетрагональной модификации (ТМ) в рассматриваемые КМ. Процесс трансформационного превращения частиц ZrO_2 в вершине распространяющейся трещины подтвержден результатами РФА предварительно отшлифованных образцов КМ до проведения прочностных испытаний, а затем непосредственно со скола образцов после испытаний на трехточечный изгиб. В процессе подготовки поверхностей образцов к проведению механических испытаний (шлифовке) происходило увеличение доли моноклинной модификации(ММ) вблизи поверхности образца в результате осуществления механического воздействия на частицы ZrO2 в ТМ. Доля ТМ на поверхности образцов снижалась до 60%, а ММ-

возрастала до 40%. После проведения прочностных испытаний, определено соотношение ММ и ТМ ZrO_2 непосредственно на поверхности излома образцов КМ. Установлено, что в результате происходящего превращения частиц ТМ ZrO_2 в ММ доля последней возрастала с ~40% до ~90%, однако 10% частиц ZrO_2 оставались в ТМ.

Литература

1. Красулин Ю. Л., Баринов С. М. , Иванов В. С. Структура и разрушение материалов из порошков тугоплавких соединений. М. : Наука, 1984, 147 с.

2. Евдокимов В. Ю. , Тютькова Ю. Б. , Гнидаш С. В. , Овсянников Н. А. , Смирнов В. В. , Аладьев Н. А., Баринов С. М. и др. Композиционные корундовые материалы, упрочненные частицами Ni и NiAl // Перспективные материалы; 2010; №1; с. 1-5.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ NIAL/NI_3AL – AL_2O_3/MO

Евдокимов В.Ю.[1], Тютькова Ю.Б.[1], Пруцков М.Е.[1], Баринов С.М.[1], Рупасов С.И.[2], Овсянников Н.А.[1], Смирнов В.В.[1], Аладьев Н.А.[1], Лысенков А.С.[1]

Россия, [1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
acd313@imet.ac.ru

MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIALS NIAL/NI_3AL – AL_2O_3/MO

Evdokimov V. Yu., Tyutkova Yu. B., Barinov S. M., Prutskov M. E. , Rupasov S.I., Ovsyannikov N. A.,Smirnov V.V., Aladjev N. A., Lysenkov A. S.

Maximum value of fracture toughness was 36 MPa·$m^{1/2}$ during the tests (500°C) for samples (NiAl(2,15w.%Mo)-20vol.%Ni3Al]-20vol.%Al2O3(19,13w.%Mo). Fracture toughness (20°C) of samples based on [NiAl(2,15w.%Mo)-20vol.%Ni3Al]-20vol.%Al_2O_3 obtained by hot pressing at 1570°C varied from 19 to 25 MPa·$m^{1/2}$ (when Mo content in Al2O3 powders increased from 3, 16 to 19, 13w. %, respectively). Fracture values changed from 25 MPa·$m^{1/2}$ (20 vol.% Al2O3) to 36 MPa·$m^{1/2}$ (20 vol. % Al2O3), when increasing of Mo content in the samples to 19,13w.%, respectively.

В работе получены композиционные материалы (КМ) системы NiAl/Ni_3Al – Al_2O_3/Mo, обладающие высокими механическими свойствами, что достигается за счет упрочнения основной фазы КМ - NiAl частицами второй фазы - Ni3Al, а дисперсно-структурированной фазы корунда - частицами молибдена и получением КМ горячим прессованием.

Из исходных порошковых материалов-алюминидов никеля (NiAl, Ni3Al), алюмоаммиачных квасцов, парамолибдата аммония получены КМ [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al]-20об.%Al2O3(3,16-19,13%Mo). В матричный порошок (NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al) вводили порошки Al2O3(3,16-9,13%Mo), измельченные в планетарной мельнице до 1-2,5мкм. Полученные составы порошковых смесей для [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al]-20об.%Al2O3 содержали 3,16; 10,48; 19,13%Mo. Содержание частиц дисперсно упрочняющей фазы Mo составило от 2,15 до 18,28 для керамической составляющей Al2O3(19,13%Mo).

Дисперсные частицы вводили в состав интерметаллидной матрицы механическим смешиванием порошковой шихты. Спеканием в вакууме получены материалы на основе алюминидов Ni с дисперсными частицами Al2O3-Mo при температурах до 1450-1500°C. Горячим прессованием получены образцы композиционных материалов на основе порошковых частиц NiAl и Ni3Al при температурах до 1570°C. Образцы КМ прессовали при давлении 100 МПа (балочки 5х5х20мм). Проведено спекание в вакууме (1500°C, 2 часа). При температурах 1500, 1550 и 1570°C проведено горячее прессование (30 МПа) в вакууме в графитовых пресс-формах. Оценка трещиностойкости проведена на образцах SENB-типа с прямым боковым надрезом. После проведения высокотемпературного спекания КМ составов [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al]-20об. %Al2O3(3,16-19,13%Mo) данные образцы имели среднее значение прочности при изгибе от 300 до 600 Мпа (при 20°C) при максимальном содержании Mo-19,13% в композиции [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al]-

20об.%Al2O3(19,13%Mo). Максимальные значения прочности при испытаниях на изгиб при 20°С образцов [NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al]-20об.%Al2O3(19,13%Mo) составляли 600 МПа.

Т.к. в данной системе при 1500°С происходит спекание системы с нерастворимыми компонентами, с увеличением содержания Mo от 2,15 до 19,13% трещиностойкость спеченных в вакууме образцов повышается от 13 до 20 МПа×м$^{1/2}$, при содержании Mo-19,13% и от 10 до 13 МПа×м$^{1/2}$ при 2,15%Mo, соответственно. При увеличении содержания Mo, одновременно с ростом трещиностойкости, наблюдается рост пористости (11-15%).

Для материалов, полученных горячим прессованием, характерны более высокие величины трещиностойкости и плотности. Наибольшая величина трещиностойкости достигнута для образцов материалов содержащих 19,13%Mo и 20об.%Ni3Al. Для температуры горячего прессования 1500°С она составила 28 МПа·м$^{1/2}$, для 1550°С -31 МПа×м$^{1/2}$ и для 1570°С -35МПа·м1/2. Повышение значений трещиностойкости обусловлено понижением величины пористости материалов. Пористость образцов при температурах горячего прессования 1500, 1550 и 1570°С составила 10; 5 и 0,5; соответственно. Содержание Mo в КМ влияет на значение трещиностойкости –при повышении содержания Mo от 3,2 до 10,48%Mo, при температуре горячего прессования 1570°С, трещиностойкость образцов возрастала от 20 МПа×м$^{1/2}$ (для образца с 2,15%Mo) до 23 МПа×м$^{1/2}$ (10,48%Mo). Более выраженная зависимость величины трещиностойкости материалов от содержания Mo наблюдается для образцов КМ, содержащих 19, 13%Mo-происходит резкое повышение трещиностойкости от 19 МПа·м1/2 (2,15%Mo) до 25 МПа·м1/2 для образцов КМ [NiAl(2,15%Mo)-20об. %Ni3Al]-20об.%Al2O3(19,13%Mo).

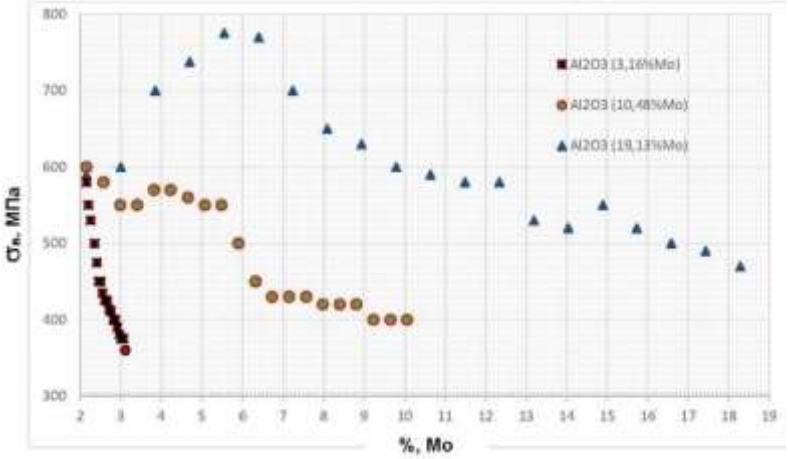


Рис. 1.

На Рис. 1 представлены зависимости величин прочности КМ NiAl/20об.% Ni3Al (2,15%Mo) -(5-95%) Al2O3 (3,16; 10,48; 19,13 % Mo) после испытаний на трёхточечный изгиб при температуре 500°С, что соответствует хрупко-вязкому переходу NiAl. Максимальное значение величины прочности составило 775 МПа для образцов NiAl/ 20об.% Ni3Al (2,15%Mo) – 20 об.% Al2O3 (19,13 %Mo). Зависимость прочности КМ NiAl/20об.% Ni3Al (2,15%Mo) - (5-95%) Al2O3 (3,16 %Mo) также представлена на Рис. 1. Данные зависимости демонстрирую замедленный характер уменьшения величин прочности КМ при механических испытаниях в температурной области хрупко-вязкого перехода алюминидов никеля при значительном повышении – от 3,16 до 19,13 % Mo) содержания частиц молибденовой фазы, дисперсно упрочняющих керамическую фазу КМ.

КМ на основе NiAl (2,15%Mo) -20об.%Ni3Al, полученные ГП (1570°С), имеют прочность при изгибе до 300МПа при комнатной температуре и до 450 МПа при Т=500°С. КМ на основе NiAl(2,15%Mo)-20об.%Ni3Al с содержанием Mo 3,16 и 10,48;также полученные ГП (1570°С), имели прочность при изгибе до 350-430 МПа при 20°С, соответственно, и до 470-600 МПа при 500°С, соответственно. Наибольшее упрочнение достигалось при содержании Mo равным 19,13%Mo в данной двухфазной алюминидной матрице, оно составляло 775 МПа при 500°С. Пористость образцов данных КМ, полученных ГП при 1500, 1550 и 1570°С, составила 11, 7 и 1% соответственно. (Рис. 2).

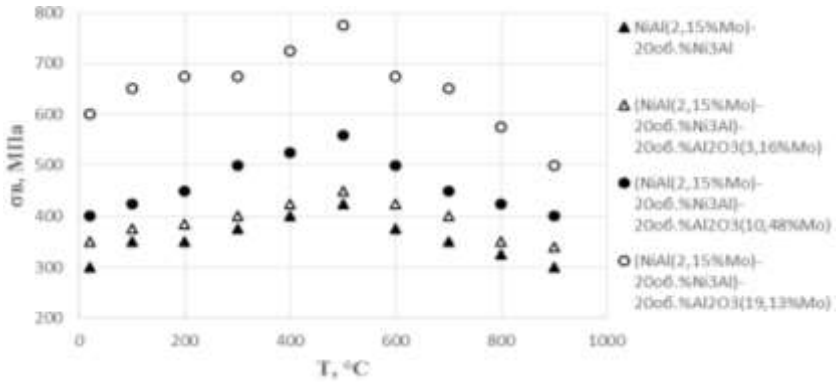


Рис.2

Литература

1. Евдокимов В. Ю. , Тютькова Ю. Б. , Гнидаш С. В. , Овсянников Н. А. , Смирнов В. В. , Аладьев Н. А. , Баринов С. М. и др. Композиционные корундовые материалы, упрочненные частицами Ni и NiAl // Перспективные материалы; 2010; №1; с. 1-5.

2. Евдокимов В.Ю., Баринов С.М., Пруцков М.Е., Тютькова Ю.Б., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Смирнов В.В., Егоров А.А., Фомин А.С. Режимы формирования композиционных материалов на основе алюминидов никеля, упрочненных дисперсными частицами корунда и боридов титана // Сб. материалов Международных научных чтений им. чл.-корр. РАН И.А. Одинга «Механические свойства современных конструкционных материалов». М: ИМЕТ РАН. 2016. С. 47-48.

****

МЕХАНИКА ТКАНЫХ КЕРАМО-КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПОЛОТНЯНОГО ПЛЕТЕНИЯ С ЛОКАЛЬНЫМИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ДЕФЕКТАМИ

Дедков Д. В., Зайцев А.В. , Ташкинов А.А.

Россия, г. Пермь, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, zav@pstu.ru

MECHANIC BEHAVIOUR OF A PLAIN WAVE TEXTILE COMPOSITE BASED ON CERAMICS FIBERS AND POLYCRYSTALLINE MATRIX WITH LOCAL PROCESSING DEFECTS

Керамо-керамические тканые композиты с поликристаллической матрицей получили широкое распространение в авиационно-космической технике. Отличительной особенностью процесса изготовления готовых изделий из этих материалов является раскрой и выкладка на оправку слоев ткани (полотняной, сатиновой, саржевой), а также прошивка этих слоев между собой. Армирующий каркас насыщается поликристаллической матрицей, в результате чего происходит одновременное создание элемента конструкции и материала, из которого он изготовлен. При производстве изделий из тканых композитов неизбежны технологические дефекты (пропуск волокон основы или утка, разрывы нитей армирующего каркаса при прошивке слоев), снижающие эксплуатационные свойства изделии и обнаруживающиеся только на этапе выходного ультразвукового контроля элементов конструкций. Гарантированное обеспечение наличия в этих участках поликристаллической матрицы (при осаждении из газовой фазы или при карбонизации полимеров после пропитки под давлением, вакуумирования и доуплотнения каркаса), матрицы на основе терморасширенного графита (после прокатки слоев фольги) или керамики затруднено. Это связано с тем, что образующийся на поверхности нитей слой осаждаемого материала препятствует дальнейшему насыщению каркаса.

Применение тканых композитов для изготовления элементов конструкций ответственного назначения, работающих в условиях многократно изменяющихся внешних нагрузок в течении длительного срока эксплуатации, предопределяет необходимость проведения уточненного анализа механического поведения. слоев этих материалов с локальными дефектами при сложном напряженно-деформированном состоянии. Проведена оценка влияния сложной геометрии армирующего каркаса и локальных технологических дефектов (пропуск нити основы, разрыв основы и утка, внутренняя тех-

нологическая пора) на коэффициенты концентрации напряжений в слое композита полотняного плетения (саржа 1/1 с равными рапортами по основе и утку), которые были получены при помощи разработанной ранее двухуровневой модели тканого материала с искривленными волокнами и поликристаллической матрицей [1–3]. Выбор полотняного переплетения обеспечил наиболее короткие перекрытия нитей, наибольшую прочность, плотность и повышенную жесткость, однородную, геометрически идентичную с лицевой и изнаночной стороны поверхность ткани. Армирующая ткань была образована волокнами круглого поперечного сечения постоянного диаметра, а толщина слоя композита соответствовала материалу с коэффициентами армирования по 0,14 в двух взаимно ортогональных направлениях, принадлежащих плоскости слоя. Искривление нитей основы и утка задавалось дугой окружности с центральным углом $\pi/4$ (неизменным при нагружении слоя) и отрезком прямой.

Моделирование нагружения слоя композита, волокна и матрица которого изотропны, линейно упруги, не изменяют геометрию, взаимное расположение и тип симметрии, в своей плоскости проводилось на основе численных решений краевых задач методом конечных элементов с помощью открытой интегрируемой платформы SALOME-MECA. Степень дискретизации выбиралась так, чтобы полученные значения деформаций и напряжений в слое идеальной периодической структуры и с локальными технологическими дефектами ни качественно, ни количественно не изменялись при уменьшении характерных размеров конечных элементов. Для фрагмента слоя идеальной периодической структуры этим условиям удовлетворяли сетки с 298255 10-узловыми тетраэдральными и 77760 20-узловыми гексаэдральными элементами. Для верификации разработанной модели проводилось сравнение численного и аналитического решения задач по нахождению эффективных свойств слоя композита идеальной периодической структуры. Вычисление эффективных упругих модулей осуществлялось при помощи разработанного расширения платформы SALOME–MECA, выполненного в виде подключаемого модуля на языке Python с возможностью реализации многопроцессорных параллельных вычислений. Многопроцессорность достигалась с помощью Parallel Python и MPI4PY, показавших одинаковое линейное кратное уменьшение временных затрат на проведение операций с плавающей точкой [4]. Полученные значения эффективных модулей Юнга в направлении нитей основы и утка не превышают значения, рассчитанные по аналитическим формулам [5] на 3,5 %.

С помощью платформы SALOME-MECA и разработанного модуля, расширяющего ее возможности по обработке больших массивов данных, получены численные решения краевых задач о макрооднородных напряженно-деформированных состояниях слоя тканого композита полотняного плетения и определены значения коэффициентов концентрации напряжений, вызванных локальными технологическими дефектами при наличии прослойки матрицы вокруг нитей каркаса, а также контакта с трением. Эти безразмерные коэффициенты были введены [1–3] как отношение компонент тензора напряжений в слое тканого композита с локальным технологическим дефектом к соответствующим компонентам в слое материала идеальной периодической структуры в этой же точке: $K_{\sigma_{ij}} = \sigma_{ij} \big/ \sigma_{ij}^{per}$. Модуль Юнга и коэффициент Пуассона армирующих нитей и матрицы принимали значения: $E_f = 280$ ГПа и $\nu_f = 0{,}20$, $E_m = 0{,}28$ ГПа и $\nu_m = 0{,}40$. Коэффициент трения $\mu = 0{,}12$ соответствовал скольжению керамического волокна по поверхности поликристаллической матрицы.

В табл. представлены максимальные коэффициенты $K_{\sigma_{ij}}$ в матрице в геометрическом центре межволоконного пространства вблизи дефекта (для исключения точек сингулярности поля напряжений). Для повышения способности тканым композитом сопротивляться внешнему воздействию необходимо предусмотреть в технологическом процессе операции, обеспечивающие проникновение связующего в полости технологических локальных дефектов (дополнительная пропитка, доуплотнение и карбонизация и т.п.) в случае, если обнаруживаются закрытые внутренние поры. В противном случае возможно разрушение матрицы по механизмам сдвига и отрыва.

Таблица.

Максимальные коэффициенты $K_{\sigma_{ij}}$ в матрице слоя тканого композита при чистом формоизменении

Дефект	Условие контакта нитей	$K_{\sigma_{11}}$	$K_{\sigma_{22}}$	$K_{\sigma_{33}}$	$K_{\sigma_{12}}$	$K_{\sigma_{13}}$	$K_{\sigma_{23}}$

Разрыв нити основы	Наличие прослойки матрицы	1,34	1,02	2,00	1,21	1,06	1,15
	Наличие контакта с трением	1,39	1,86	2,72	1,31	1,13	1,32
Разрыв нити основы (дополнительное насыщение)	Наличие прослойки матрицы	1,36	1,13	1,99	1,15	0,96	1,09
	Наличие контакта с трением	1,30	3,44	5,41	0,99	0,88	1,87
Разрыв нитей основы и утка	Наличие прослойки матрицы	1,50	1,47	2,24	1,24	0,98	1,30
	Наличие контакта с трением	1,41	2,00	1,05	1,41	1,05	1,76
Разрыв нитей основы и утка (дополнительное насыщение)	Наличие прослойки матрицы	1,38	1,21	2,16	1,18	1,06	1,32
	Наличие контакта с трением	1,24	4,68	1,39	1,07	0,96	2,08

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ–Урал № 17–41–59377) и целевой программы Пермского национального исследовательского политехнического университета по проведению фундаментальных исследований (код проекта – 2016/ПИ–3).

Список литературы

1.Дедков Д.В., Зайцев А.В., Ташкинов А.А. Концентрация напряжений в слое тканого композита с закрытыми внутренними технологическими порами // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического ун-та. Механика. 2011. № 4. С. 29–36.

2.Дедков Д.В., Ташкинов А.А. Коэффициенты концентрации напряжений в слое тканого композита с локальными технологическими дефектами при чистом формоизменении // Вычислит. механика сплошных сред. 2013. Т. 6, № 1. С. 103–109.

3.Дедков Д.В., Зайцев А.В. Концентрация напряжений в слое тканого композита с локальными дефектами при двухосном однородном равнокомпонентном деформировании // Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Серия Физико-математические науки. 2013. № 4(33). С. 66-75.

4.Дедков Д.В., Зайцев А.В., Ташкинов А.А. Эффективные упругие модули тканого композита полотняного плетения с локальными технологическими дефектами // Изв. Самарского научного центра. 2014. Т. 16, № 4(3). С. 526–530.

5.Тарнопольский Ю.М., Жигун И.Г., Поляков В.А. Пространственно-армированные композиционные материалы: Справочник. М.: Машиностроение, 1987. 224 с.

*****

Приведены результаты исследования воздействия энергетических полей различной природы на структуру и свойства корундоциркониевых композиций. Использование электромагнитных полей как прямого, так и волнового воздействия при спекании керамических порошков обеспечивает формирования материала агрегатной структуры с высокими показателями функциональных свойств.

Управление организацией тонкой структуры поликристаллического тела - эффективный путь повышения свойств керамики. В научных исследованиях, связанных с созданием керамических материалов большое место занимает изучение воздействия на процессы структурообразования энергетических полей различной природы.

Существенные различия в механических (модуль упругости, твердость) и электрических (электросопротивление, диэлектрические потери) свойствах оксидов алюминия и циркония, выступающих в виде сосуществующих фаз исследованных композиций, отражаются на эффектах, реализующихся при спекании материалов, их структуре и свойствах. В зависимости от способа консолидации ультрадисперсных порошков технические свойства корундоциркониевой керамики изменяются в широких пределах (прочность 300-1200 МПа, твердость 10 – 20 ГПа, вязкость разрушения 5 – 20 МПа $м^{½}$.).

В исследованиях использовали две группы методов:

- спекание нагревом внешними источниками тепла – свободное (конвективное) спекание и спекание под давлением (горячее прессование).

- спекание нагревом внутренними источниками тепла – SPS (плазменно-искровое) спекание и СВЧ (микроволновое) спекание.

С целью получения корундоциркониевого материала агрегатной микроструктуры для наиболее полного эффекта реализации трансформационного упрочнения, когда слой частично стабилизированного ZrO_2 непрерывно распределен по поверхности зерен Al_2O_3, проведен расчёт объемного соотношения компонентов в интервалах практических размеров элементов фаз.

Применение ультрадисперсных порошков для получения керамических изделий с высокими прочностными характеристиками является необходимым, но не достаточным условием. На формирования объемных материалов с высокими показателями физико-механических свойств определяющее влияние оказывают механизмы спекания.

Использование при спекании корундоциркониевых порошков электромагнитных полей как прямого, так и волнового воздействия предоставляет широкие возможности для управления процессами формирования микроструктуры и свойств изделий.

В зависимости от особенностей структуры теплового поля формирующегося в объеме материала под воздействием внутренних источников тепла можно говорить о возникновении локальных и развитых, поверхностных и объемных центрах тепловыделения.

В композициях диэлектрик (Al_2O_3) – полупроводник (ZrO_2) под воздействием электромагнитных полей СВЧ диапазона реализованы эффекты пластической трансформации активной составляющей композиционного материала с образованием in syti наноструктурной фазы и формированием функционально-организованной структуры поликристаллического тела отличающейся высоким уровнем показателей прочности.

****

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОСТЕКЛЯННЫХ ДЕТАЛЕЙ СЭВ-ПРИБОРОВ МЕТОДОМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВАРКИ

Бурханов Г.С., Кириллова В.М., Кадырбаев А.Р., Михайлов Б.П., Сдобырев В.В., Дементьев В.А., Кореновский Н.Л., Минина Н. А., Севостьянов М.А., Баикин А.С.

Россия, Москва, Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, e-mail: valentik@ imet.ac.ru

THE PREPARATION AND THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES INVESTIGATION OF MOLYBDENUM ALLOYS USED FOR PRODUCTION OF SEV-DEVICES METAL-GLASS COMPONENTS BY THE LOW-TEMPERATURE WELDING

Burkhanov G.S., Kirillova V.M., Kadyrbaev A.R., Mikhailov B.P., Sdobyrev V.V., Dement,ev V.A., Korenovskii N.L., Minina N.A., Sevost`ianov M.A., Baikin A.S.

Abstract

Investigation concerned the preparation of low-alloyed molybdenum alloys as the alternative to TZM-alloy used for metal-glass components of special electro-vacuum device. Such substitution is explained by the substitution the high-temperature (1200^0C) soldering for more economical low-temperature (600^0C) welding. Authors present the results of investigation of structure and mechanical properties of molybdenum and molybdenum alloyed by (2-4 mas%) Re, V and Ta. The alloying of molybdenum was found to increase σ_t and H_{v100} of alloys and somewhat to improve their structure. According to results of CTE (coefficient thermal expansion) measurement the most perspective alloys for performing the task to be achieved are shown to be Mo+2%Re, Mo+3% Re and Mo+4%V.

Сплав на основе молибдена ЦМ-2А используется для изготовления специальных электронно-вакуумных (СЭВ) приборов. Он обладает необходимым для этой цели набором свойств, которые позволяют изготавливать из этих материалов вукуумплотные металлостеклянные детали. В СЭВ-приборах детали из сплава ЦМ-2А соединяют со стеклянными деталями высокотемпературной пайкой (при ~ 1200°С). С технологической точки зрения, для этой цели предпочтительнее применять низкотемпературную компрессионную сварку (при ~ 600°С). К сожалению, сплав ЦМ2А в виде тонколистового деформированного полуфабриката непригоден для такой технологической операции. Поиск альтернативы этому сплаву – задача настоящего исследования.

Согласно результатам измерения коэффициента температурного линейного расширения (КТЛР) различных молибденовых сплавов, наиболее перспективными сплавами, пригодными для осуществления сварки со стеклом, являются молибденовые сплавы составов (мас.%): Mo - 3%V, Mo - 3%Re и Mo - 5%Ta. Слитки были выплавлены в электродуговой печи с медным водоохлаждаемым подом из высокочистых исходных металлов, что обеспечило отсутствие газовых пор. Во всех слитках сплавов отсутствует столбчатая структура, характерная для нелегированного молибдена; наблюдаются зоны с крупно- и мелкозернистой (10%) структурой, а также с ячеистой и ячеисто-дендритной структурами роста, образование которых можно объяснить концентрационным переохлаждением.

Измерения микротвёрдости по Виккерсу проводили на приборе 401/402MVDTM фирмы Wilson Wolpert при нагрузке 100 кг/мм^2. Оказалось, что при легировании молибдена танталом и ванадием, изоморфными молибдену, в области низких концентраций (от 2-х до 6 мас%) микротвёрдость Hv_{100} увеличивается на 500 МПа, в соответствии с законом Курнакова, а при легировании рением, образующим с молибденом широкую область твёрдых растворов до 47 мас%Re, – на 150 МПа. Это можно объяснить аномальным снижением микротвёрдости в области низких концентраций рения (от 0 до 0,5 мас%), после которого Hv увеличивается в соответствии с законом Курнакова.

Механические свойства на сжатие молибдена и его сплавов определяли на цилиндрических образцах диаметром 4,0-4,5 мм и высотой 6 мм, вырезанных электроискровой резкой из цилиндрических заготовок и образцов из них, предназначенных для измерения КТЛР. Верхняя и нижняя поверхности образцов были плоскопараллельны между собой и перпендикулярны оси цилиндра образцов.

Таблица. Значения пределов текучести для молибдена и его сплавов, легированных рением, танталом и ванадием, при испытании на сжатие.

№ п/п	Состав сплава	Среднее значение предела текучести, σ_T, МРа
1	Mo-2%Re	270
2	Mo-3%Re	226
3	Mo-4%Re	244
4	Mo-4%Ta	304
5	Mo-5%Ta	306
6	Mo-6%Ta	329
7	Mo-2%V	268
8	Mo-3%V	347
9	Mo-4%V	356
10	Mo	248

Испытание на сжатие проводили на установке Instron 3382 по ГОСТ № 25.503-97 «Метод испытание на сжатие». При сжатии всех образцов разрушения не произошло вследствие того, что в данных условиях деформации молибден и его сплавы обладали достаточным запасом пластичности. При легировании молибдена рением, танталом и ванадием увеличиваются упругие области на графиках деформационного упрочнения и, следовательно, пределы текучести σ_t соответствующих сплавов. По степени увеличения значений σ_t при легировании молибдена, легирующие элементы можно расположить в следующем порядке: Re - на 30 МПа, Ta - на 50 МПа и V - на 100 МПа.

Следует отметить, что по количеству используемых легирующих элементов сплавы систем Mo - Re, Mo - V имеют преимущества перед сплавами Mo - Ta, так как обеспечивают те же свойства при меньшем содержании легирующих элементов.

Повторные измерения ТКЛР помогли выбрать оптимальные составы сплавов (мас %): Mo - 2% Re, Mo - 3% Re (рис.1), Mo – 4%V.

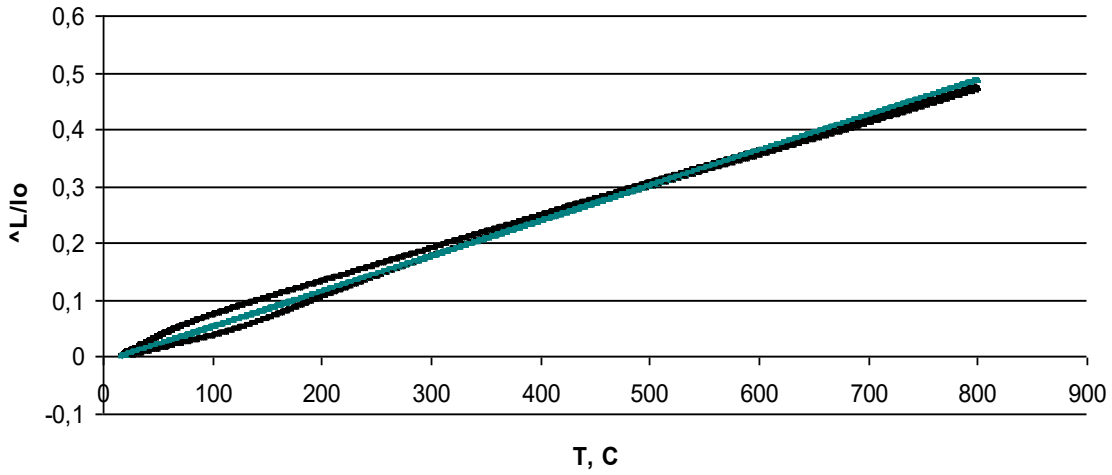


Рис.1. Сравнение относительного удлинения сплава Mo-3% Re с требованиями ТУ для проведения низкотемпературной сварки со стеклом (полное совпадение при ≥600^{0}C).

ВЫВОД.

Сплавы Mo - 2% Re, Mo - 3% Re, Mo – 4%V в виде тонколистового деформированного полуфабриката могут использоваться для изготовления вакуумплотных металлостеклянных деталей специальных электровакуумных приборов более технологически выгодным методом низкотемпературной компрессионной сварки.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА $FE_{77}B_7SI_{13}NB_{0,4}CU_{0,2}$ (FINEMET): ТВЕРДОСТЬ И ЛОКАЛЬНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ

Кущев С.Б.[1] , Канныкин С.В.[2], Ильинова Т.Н.[2], Вавилова В.В.,[3] Косырева А.Н.,[2] Баикин А.С[3]., Сериков Д.В[1].

[1]Россия, Воронежский государственный технический университет,

[2] Россия, Воронежский государственный университет,

[3] Россия Институт металлургии и материаловедения РАН им. Байкова svkannykin@gmail.com

MECHANICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS ALLOY $FE_{77}B_7SI_{13}NB_{0,4}CU_{0,2}$ (FINEMET): HARDNESS AND LOCAL PLASTICITY

Kushev S.B., Kannykin S.V., Il`inova T.N., Vavilova V.V., Kosyreva A.N., Baikin A.S., Serikov D.V.

The paper presents the results of studying the mechanical properties of an amorphous alloy of the FINEMET type of various structural organization (amorphous, amorphous-monocrystalline, nanocrystalline) upon activation of the process by short-term photonic processing. The high local plasticity of an amorphous alloy is explained from the point of view of a clustered organization

Цель работы – установление механических свойств сплава $Fe_{77}B_7Si_{13}Nb_{0,4}Cu_{0,2}$ (АС) различной структурной организации (аморфный, аморфно-нанокристаллический, нанокристаллический) при активации процесса нанокристаллизации кратковременной малодозной фотонной обработкой (ФО). Исходные образцы были получены методом закалки из жидкого состояния в виде лент толщиной 20 мкм и имели аморфную структуру. Кристаллизацию образцов проводили посредством фотонной обработки (ФО) излучением импульсных ксеноновых ламп (λ=0.2-1.2 мкм) при дозе поступающего на образец излучения D=10-120 Дж/см^2 (время обработки 0,5-6 с). Наноиндентирование проводили на приборе NanoHardnessTester фирмы CSM Instruments. Твердость по Мейру и модуль Юнга определяли по методу Оливера и Фарра. Предел прочности образцов и долю пластической деформации при испытаниях на одноосное растяжение определяли на разрывной машине INSTRON 3382. Фазовый состав и структуру исследовали методом рентгеновской дифрактометрии (РД) на приборе ARL X`TRA. Параметры решетки, размер ОКР и долю кристаллических фаз уточняли по методу Ритвельда с использованием программы Jana 2006. Степень кристалличности определяли по методу Хуанга. По результатам РД установлено, что при ФО с D=20-40 Дж/см^2 кристаллизации не наблюдается, при этом профильный анализ показал небольшое сужение гало по сравнению с исходным образцом, что может отражать стадии структурной релаксации сплава. Кристаллизация сплава происходит в две стадии: в диапазоне D=60-80 Дж/см^2 образуется упорядоченный по типу $D0_3$ твердый раствор Fe_3Si, при дозе D=80-120 Дж/см^2 образуются интерметаллиды Fe_2B, Nb_5Si_3, $Fe_{16}Nb_6Si_7$ и Fe-Nb-B (Х-фаза). Увеличение дозы поступающего на образец излучения повышает степень кристалличности и средний размер ОКР за счет уменьшения доли аморфной фазы. Установлено, что деформация образцов при наноиндентировании носит упруго-пластический характер. С увеличением D происходит немонотонное увеличение твердости по Мейру, которая для исходного образца составляла 9,3 ГПа при Е=153 ГПа. Исходные образцы также характеризуются высокой локальной пластичностью, доля пластической деформации при наноидентировании достигает 65 %, с увеличением степени кристалличности (при D=120 Дж/см^2) она уменьшается до 43%. Максимальная твердость наблюдалась при D =120 Дж/см^2 (Н=17,5±0,5 ГПа и Е=219±5 ГПа), при содержании остаточной аморфной фазы ~20%. Деформация исходного АС при одноосном растяжении демонстрирует квазиупругий характер. Предел прочности на растяжение составил 1035 МПа, при 3% деформации. Петля механического гистерезиса при циклическом нагружении свидетельствует об остаточной пластической деформации образца, которая при деформации 1,5 % составляла 0,021%. При отсутствии выраженной пластичности на диаграмме она может быть следствием микропластической деформации, реализующейся путем относительного взаимного проскальзывания кластеров-зародышей, предшественников будущих кристаллических фаз.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 17-03-01140)

****

СОЗДАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ С УПРОЧНЯЮЩЕЙ КАРБИДНОЙ ФАЗОЙ

Федорова М. О., Балдаев Л. Х., Мухаметова С. С., Балдаев С. Л.
Россия, ООО «Технологические системы защитных покрытий», m.fedorova@tspc.ru

DESIGN OF A WEAR-RESISTANT COATING WITH HIGH HARDNESS BASED ON NICKEL WITH A HARDENING CARBIDE PHASE

Fedorova M. O., Baldaev L. H., Muhametova S. S., Baldaev S. L.

Conditions of high velocity oxygen fuel deposition and property of nickel based and carbide powders and composite coatings are investigated. The microstructure as well as change of micro- and macrohardness of coatings was studied and the adhesion to the substrate was tested. The influence of the particle size distribution on the coating quality is shown.

Для защиты и восстановления различных деталей в России до сих пор широко применяется хромирование. Электролитический хром обладает высокой твердостью, низким коэффициентом трения, высокой коррозионной стойкостью и износостойкостью. Недостатками хромового покрытия являются сравнительно высокая хрупкость и наличие растягивающих остаточных напряжений из-за наводороживания, вследствие чего снижается усталостная прочность материала основы. Существенным ограничением технологии является опасность скалывания хрома при восстановлении деталей, входящих в подвижное сопряжение.

В настоящее время в мире широко применяются технологии газотермического напыления для защиты и восстановления различных высокоответственных деталей. Данные технологии позволяют восстанавливать детали (в том числе авиационной техники) с глубиной износа свыше 0,2 мм при довольно высокой скорости операции.

Метод высокоскоростного газопламенного напыления имеет ряд преимуществ:

1.Формирование в поверхностном слое остаточных напряжений сжатия, позволяющих повысить или оставить неизменным уровень усталостной прочности основного материала;

2.Высокое качество покрытий: возможность достижения высокой прочности сцепления с основой (до 50-80 МПа) и низкой пористости (до 1 %) покрытий;

3.Возможность нанесения покрытий из различных материалов (металлы, сплавы, металлокерамика);

4.Отсутствие ограничений по максимальным габаритам детали, возможность локального ремонта крупногабаритных изделий;

5.Минимальный нагрев основного материала (не более 150-160 °С);

6.Возможность наносить покрытия значительной толщины (до 1,0 мм).

Для обеспечения высокой твердости и износостойкости покрытия, но при этом сохранения возможности наносить достаточно большие толщины было разработано покрытие, состоящее из смеси металлического и металлокерамического порошков.

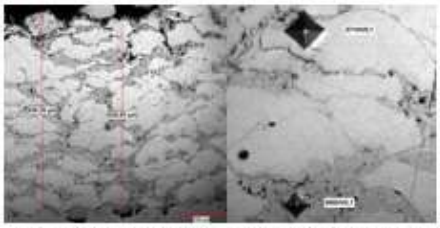


Рис. 1. Микроструктура покрытия, содержащего 65 % металлического порошка

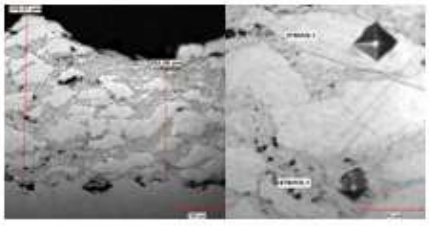


Рис. 2. Микроструктура покрытия, содержащего 55 % металлического порошка

Целью настоящей работы является получение покрытия, обладающего высокой твердостью, равномерной микроструктурой, высокой прочностью сцепления, изучение влияния особенностей формирования и свойств композиционных покрытий на основе никеля, содержащих в качестве упрочняющей фазы карбиды.

Исследованы различные соотношения материалов в смеси, влияние на микроструктуру, макро- и микротвердость, прочность сцепления покрытия с основой.

При изменении долей порошков в составе изменяется микроструктура и механические свойства покрытия – при увеличении доли карбидов с 35 % (рис. 1) до 45 % (рис. 2) увеличивается

микротвердость покрытия, однако видны непроплавленные металлические частицы, обуславливающие неравномерность структуры и твердости.

Для улучшения структуры был произведен отсев крупной фракции металлического порошка. При нанесении порошка фракцией -20+45 мкм, было получено покрытие с равномерной микроструктурой (рис. 3) и значительно возросшей микротвердостью.

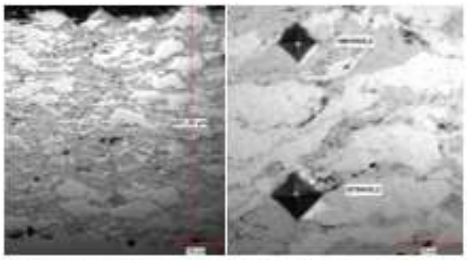


Рис. 3. Микроструктура покрытия, содержащего 55 % металлического порошка (до 45 мкм)

Изменение гранулометрического состава и процентного соотношения материалов в покрытии позволило увеличить твердость, сделать ее более равномерной по покрытию (таблица 1).

Таблица 1 – Результаты замеров микротвердости

Твердость покрытия №1, $HV_{0,1}$	Твердость покрытия №2, $HV_{0,1}$	Твердость покрытия №3, $HV_{0,3}$
409	387	675
737	531	718
341	352	826
379	630	698
475	711	784

Были также исследованы следующие характеристики полученного покрытия: макротвердость покрытия – 525,2 HV_{10}, прочность сцепления покрытия с основой составила 77,18±2,00 Мпа.

Показано, что подбор процентного соотношения металлической матрицы и упрочняющей фазы, а также изменение гранулометрического состава порошков позволят получить покрытие большой толщины с высоким уровнем физико-механических характеристик, тем самым позволяя восстанавливать изношенные детали с глубокими повреждениями и заменить экологически-вредный процесс гальванического хромирования.

****

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ И ТИПА ДОБАВОК НА МИКРОТВЕРДОСТЬ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ

Лукьянова О.А., Красильников В.В.

Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет

sokos100@mail.ru

It is shown that the materials obtained by the SPS method have a much higher microhardness in comparison with their analogs obtained by the traditional sintering method in nitrogen for a short time. An increase in the temperature of spark plasma sintering to 1650 ºC led to an increase in density and a decrease in the microhardness of the materials studied.

Известно, что большинство керамических материалов имеет высокую твердость. Не является исключением и керамические материалы на основе нитрида кремния. В нашей работе представлены значения микротвердости керамических материалов на основе нитрида кремния, полученных традиционным спеканием в атмосфере азота и искровым плазменным спеканием (SPS). Твердость полученных свободным спеканием материалов с добавками Al_2O_3-Y_2O_3, и Al_2O_3-MgO составляет 1375 HV и 1511 HV, соответственно (Таблица 1). Твердость данного типа керамики, полученной традиционным спеканием, в зависимости от свойств и характеристик используемого порошка, а также условий получения варьируется в диапазоне 1300-1800 HV [1]. Необходимо отметить более

высокий уровень плотности материала, содержащего в составе шихты Al_2O_3-MgO (3,03 г/см^3) по сравнению с материалом, спеченным при 1650 ºС с добавлением оксидов Al_2O_3-Y_2O_3 (2,97 г/см^3). Микротвердость материала на основе нитрида кремния с добавлением Al_2O_3-Y_2O_3, полученного при 1550 ºС, составила 2038 HV, в то же время микротвердость керамического материала, полученного при 1650 ºС, составила 1800 HV как показано в Таблице 1. Сходные значения микротвердости наблюдались для обоих керамических материалов на основе нитрида кремния с добавками типа Al_2O_3-MgO, полученных искровым С, и составили 1957°С, так и при 1650°плазменным спеканием как при 1550 HV и 1985 HV, соответственно (Таблица 1). В работе Бельмонтэ и др. [2] было показано, что микротвердость материала на основе нитрида кремния, полученного искровым плазменным спеканием с добавлением 2 мас. % и 5 мас. % оксидов алюминия и иттрия, составила 2000 HV. Известно, что микротвердость α-Si_3N_4 составляла, в то время как твердость β-Si_3N_4 составила 1500 HV, соответственно [1].

Таблица 1– Механические свойства материалов на основе нитрида кремния, полученных методом свободного спекания и методом SPS.

Состав	Метод	Т спекания, ºС	$HV_{0.3}$	ρ,г/см^3
Al_2O_3-Y_2O_3	Спекание в азоте	1650	1375	2,97
Al_2O_3-MgO	-//-	1800	1511	3,03
Al_2O_3-Y_2O_3	SPS	1550	2038	3,21
Al_2O_3-Y_2O_3	-//-	1650	1800	3,25
Al_2O_3-MgO	-//-	1550	1957	3,13
Al_2O_3-MgO	-//-	1650	1985	3,14

Таким образом, в нашей работе показано, что материалы, полученные методом SPS имеют значительно более высокую микротвердость по сравнению с их аналогами, полученными методом традиционного спекания в азоте в течение непродолжительного времени. Повышение температуры искрового плазменного спекания до 1650 ºС приводило к повышению плотности и снижению микротвердости исследуемых материалов.

Литература

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-32-00430 мол_а).

1. Munz D., Fett T., Ceramics: mechanical properties, failure behavior, materials selection. // Springer. – 1999. P. 298.

2. Belmonte, M. Spark plasma sintering: A powerful tool to develop new silicon nitride-based materials / M. Belmonte, J. González-Julián, P. Miranzo, M.I. Osendi // Journal of the European Ceramic Society, – 2010. – vol. 30. – p. 2937–2946.

****

СЕКЦИЯ 9: ***НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ (ВКЛЮЧАЯ БИОМЕДИЦИНСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛИМЕРЫ, ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ)***

****

ФОТОПОЛИМЕРИЗУЮЩИЕСЯ КОМПОЗИЦИИ АКРИЛОВЫХ МОНОМЕРОВ С АЛКИЛИРОВАННЫМИ АЛКИДНЫМИ ОЛИГОМЕРАМИ

Бабкин О.Э., Седова И.В., Ильина В.В.

Российская Федерация, ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный институт кино и телевидения», mtfm@gukit.ru, obabkin@rambler.ru

PHOTOPOLYMERIZABLE COMPOUND OF ACRYLIC MONOMERS WITH ALKYLATED ALKYD OLIGOMERS

O.E. Babkin, I.V. Sedova, V.V. Il'ina

Abstract. The work is devoted to the study of the photopolymerizable liquid systems, contain acrylic monomers and alkylated alkyd oligomers in 2,7:1 ratio. In the work it is proved that the ability to polymerize the system depends on the initial plant material in the production of alkyds. Alkydes obtained using linseed, sunflower and rapeseed oil are considered.

Алкиды – хорошо известный материал лакокрасочной промышленности, достаточно распространенный благодаря универсальности и многообразию свойств, однако использование этих соединений в технологиях фотоинициируемой полимеризации пока недостаточно изучено и практически не применяется. Существует ряд работ, рассматривающих перспективность использования данных материалов в технологии ультрафиолетового отверждения – перспективном способе получения покрытий на изделиях различного профиля, включая койл-коатинг, и в технологиях оперативного прототипирования (3D макетирования). В работе изучалась возможность применения модифицированных алкидных смол в качестве пленкообразователей в жидких фотополимеризующихся системах, предназначенных для получения защитных и декоративных покрытий технологией ультрафиолетового отверждения.

С учетом того, что выбор пленкообразователей для данной технологии определяется функциональностью соединений, а алкилированные винилтолуолом алкиды принципиально не могут рассматриваться как высокореактивные соединения в силу своей природы, в работе изучались смесевые композиции алкидов с акриловыми мономерами. Выбор акрилатов определялся как их сравнительно высокой реактивностью (наилучшие результаты показал трехфункциональный этоксилированный триметилпропантриакрилат (рис.1) молекулярной массы 430), так и хорошими эксплуатационными характеристиками формируемых покровных слоев: прочностью, твердостью и хорошей адгезией к большинству субстратов.

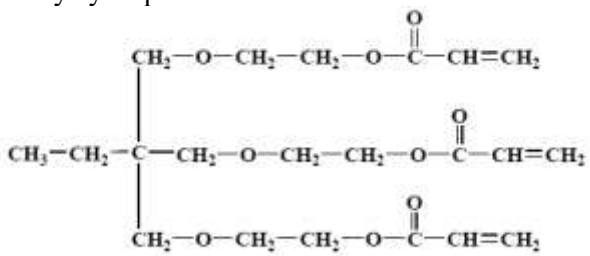


Рис.1. Структурная формула трехфункционального акрилового мономера

Исходя из того, что реактивность фотополимеризующихся композиций коррелирует с количеством ненасыщенных связей в пленкообразующих соединениях, алкиды можно рассматривать как вариабельные соединения, функциональностью которых можно управлять на стадии выбора сырья для их получения. В работе проводилось исследование влияния природы растительного масла, используемого при синтезе алкилированных винилтолуолом алкидов, на свойства фотополимеризующихся композиций и характеристики формируемых из них покрытий. Сравнительная характеристика используемых при синтезе алкидных смол растительных масел приведена в таблице. Алкилирование алкидной смолы проводили винилтолуолом технологией

поствинилирования. В составе композиции использована фотоинициирующая система: 1-гидроксициклогексилфенилкетон + бензофенон в соотношении 1,8:1.

Характеристики растительных масел, используемых при синтезе алкида

масло	процентное содержание кислот в маслах, %		
	линоленовая к-та, f=3	линолевая к-та, f=2	олеиновая к-та, f=1
подсолнечное	0,0 – 9,0	41,3 – 63,1	25,1 – 50,2
льняное	42,5 – 45,2	27,0 – 30,0	10,0 – 13,1
рапсовое	2,0 – 3,0	9,4 – 14,0	0,0 – 20,0

В работе проводили исследования влияния природы растительного масла на динамическую вязкость композиций и их реактивность, а также исследовали степень конверсии двойных связей по глубине формируемого ультрафиолетовым отверждением покрытия, что в совокупность дало представления о надмолекулярной структуре алкилированных винилтолуолом алкидных олигомеров. Покрытия получали аппликационным методом с последующим отверждением на установке ОРК-21М (лампа ДРТ 400) с интенсивностью излучения по областям УФ-спектра А-В-С-V (мВт/см^2): 135-150-24-90, соответственно. Определение динамической вязкости композиций проводили с помощью цифрового ротационного вискозиметра Brookfield DV-E. Степень конверсии двойных связей определяли методом КР-спектроскопии на экспресс рамановском спектрометре SENTERRA (Bruker).

Также исследованы характеристики покрытий: стойкость к соляному туману (использована камера Dycometal SSC 140); адгезионная прочность покрытия (использован адгезиметр Neurtek KN-10); паропроницаемость свободных пленок. Рассчитаны значения поверхностной энергии сформированных покрытий по значениям краевого угла смачивания.

По итогам проведенных исследований сделан вывод о рациональности использования алкилированных винилтолуолом алкидных олигомеров в технологии получения тонких защитных покрытий толщиной до 20 мкм (рис.2). Выявлено, что оптимальным содержанием привитого винилтолуола является концентрация 25 мас.% для алкидов, синтезированных с использованием льняного масла, и 21 мас.% для алкидов, синтезированных на основе подсолнечного масла. Также выявлено, что алкиды, синтезированные с использованием рапсового масла, не подходят для формирования защитных покрытий технологией ультрафиолетового отверждения.

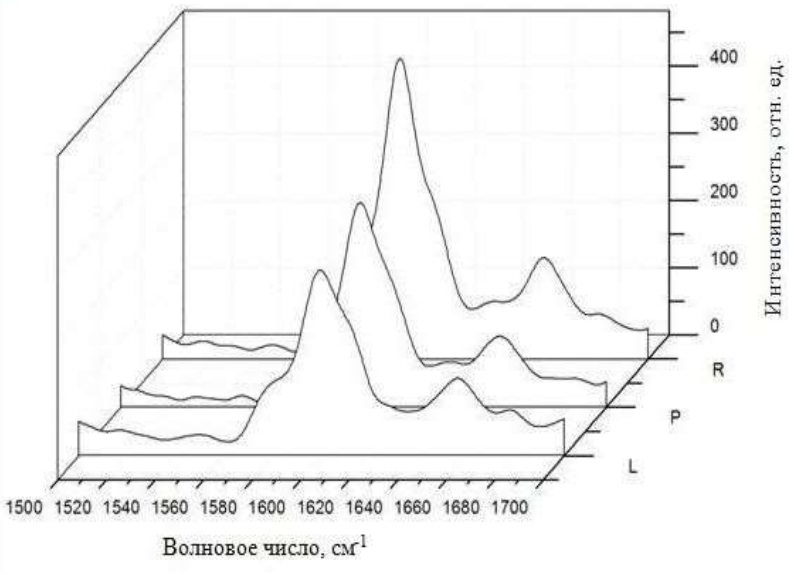


Рис. 2 Спектры комбинационного рассеяния света покрытиями на глубине 20 мкм с алкидными олигомерами, синтезированными с использованием различных масел

(L – льняное масло; P– подсолнечное масло; R – рапсовое масло)

Исследования проведены с использованием оборудования ресурсного центра Научного парка СПбГУ «Оптические и лазерные методы исследования вещества»/Scientific research were performed at

the Center for Optical and Laser Research of Research park of St.Petersburg State University *по соглашению № СО-НП-9 от 10.02.2016 г.*

Литература:

1.Дринберг А.С. Винилированные алкидные олигомеры М.: ЛКМ-пресс, 2014. 152 с.

2.Бабкин О.Э., Бабкина Л.А., Летунович О.А., Яценко И.А. Винилированные алкиды в покрытиях УФ-отверждения // Лакокрасочные материалы и их применение. 2014. № 5. С.61-63.

3.Сусоров И.А., Бабкин О.Э. Анализ закономерностей синтеза олигомерных и высокомолекулярных соединений методом цепной полимеризации. СПб.: СПбГИКиТ, 2015. 238 с.

****

ДЕГРАДАЦИЯ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВЫХ НАНОТРУБОК В СРЕДАХ С РАЗЛИЧНЫМ РН

Козловский А.Л. [1,2], Кадыржанов К.К. [1,2], Здоровец М.В. [1,2], Канюков Е.Ю. [3], Шумская Е.Е. [3*]

[1]Институт ядерной физики Республики Казахстан, Алматы, Казахстан
[2]Евразийский национальный университет им. Л.Н.Гумилева, Астана
[3]ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь [*]*lunka7@mail.ru*

DEGRADATION OF IRON-NICKEL NANOTUBES IN MEDIA WITH DIFFERENT PH

A.L. Kozlovskiy [1,2], K.K. Kadyrzhanov [1,2], M.V. Zdorovets [1,2], E.Y. Kaniukov [3], A.E. Shumskaya [3]

[1]Institute of Nuclear Physics of the Republic of Kazakhstan, Almaty, Kazakhstan
[2]Gumilyov Eurasian National University, Astana, Kazakhstan
[3]Scientific and Practical Material Research Centre, NAS of Belarus, Minsk, Belarus

Annotation. The promising direction of magnetic nanostructures application is the early diagnosis of diseases and new methods of local treatment, such as targeted drug delivery. For bioapplication it is important to understand what kind of changes will take place in magnetic nanostructures used in the human body. Taking into account that the biodegradation of iron-nickel nanotubes has not been considered early, the change in their physical properties after aging in model solutions with acidity corresponding to the pH of biological fluids (pH value from 1 to 7) is considered.

Введение. Перспективным направлением использования магнитных наноструктур является ранняя диагностика заболеваний и новые методы локального воздействия, такие как адресная доставка лекарств. Для применение в биомедицинских целях важно понимать какое изменение претерпевают магнитные наноструктуры при их использовании в организме человека. Учитывая, что вопросам биодеградации железо-никелевых нанотрубок в литературе не уделено достаточного внимания, в настоящей работе рассматривается изменение их физических свойств после выдержки в модельных растворах с кислотностью, соответствующей pH биологических жидкостей (от 1 до 7).

Материалы и методы. В работе рассмотрены свойства железоникелевых нанотрубок (НТ), с диаметром 400±5 нм и длиной 12 мкм, полученных путем электрохимического осаждения в потенциостатическом режиме (U=1,75 В) при температуре 25 0С в поры ионно-трековых мембран из полиэтилентерефталата. Исследование морфологических особенностей НТ проводилось посредством растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Hitachi TM3030 с системой энергодисперсионного анализа (ЭДА) Bruker XFlash MIN SVE. Изучение методом газопроницаемости внутренних диаметров нанотрубок, находящихся в ПЭТФ шаблонах, показало, что диаметры составляют порядка 200 нм. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре D8 ADVANCE ECO с использованием излучения рентгеновской трубки с Cu – анодом и графитового монохроматора на дифрагированном пучке в диапазоне углов 30–110˚ 2θ, с шагом 0,01˚. Изучение биодеградации железоникелевых наноструктур проводилось на НТ, которые высвобождались из полимерной матрицы посредством ее стравливания. Изменение структурных и морфологических параметров НТ контролировалось после выдержки НТ в растворе соляной кислоты с pH от 1 (кислая среда) до 7 (нейтральная среда) до 20 дней.

Результаты и обсуждения. Анализа РЭМ-изображений (рисунок а-г) железоникелевых нанотрубок, после выдержки в растворах с pH 1, 5, 7 в течение 5, 10, 15 и 20 суток показал, что

наибольшая деградация нанотрубок наблюдается в кислых средах (pH 1). Для сред с pH 5 и 7 на рисунке очевидных изменений поверхности НТ не наблюдается. Присутствие продуктов окисления в структуре материала определялось с помощью РСА (таблица 1) и ЭДА (таблица 2).

Как видно из данных в таблице 1 для НТ, находившихся в агрессивных средах, формирование гидроксидной Fe(OH)2 и оксидной фаз FeO начинается уже на 10 день. При этом, для НТ, находившихся в нейтральных средах, наличие оксидных фаз не регистрируется, однако, исходя из ЭДА анализа (таблица 2), фиксируется появление кислорода. Для всех образцов присутствие оксидных соединений никеля в структуре незначительное.

Время, дней	pH 1				pH 5				pH 7			
	FeNi	FeO	$Fe(OH)_2$	NiO	FeNi	FeO	$Fe(OH)_2$	NiO	FeNi	FeO	$Fe(OH)_2$	NiO
0	100	-	-	-	100	-	-	-	100	-	-	-
5	100	-	-	-	100	-	-	-	100	-	-	-
10	91	6	2	1	100		-	-	100	-	-	-
15	86	9	3	2	94	3	2	1	100	-	-	-
20	77	15	5	3	88	7	3	2	100	-	-	-

Таблица 1 – Данные рентгеноструктурного анализа о фазовом состоянии нанотрубок (в %).

Время, дней	pH 1			pH 5			pH 7		
	Fe	Ni	O	Fe	Ni	O	Fe	Ni	O
0	21	79	0	21	79	0	21	79	0
5	18	77	5	20	77	3	21	79	0
10	15	75	10	18	75	7	20	78	3
15	13	71	16	16	73	11	18	75	7
20	10	68	22	14	70	16	15	73	12

Таблица 2 – Данные энергодисперсионного анализа об элементном составе нанотрубок (в %)

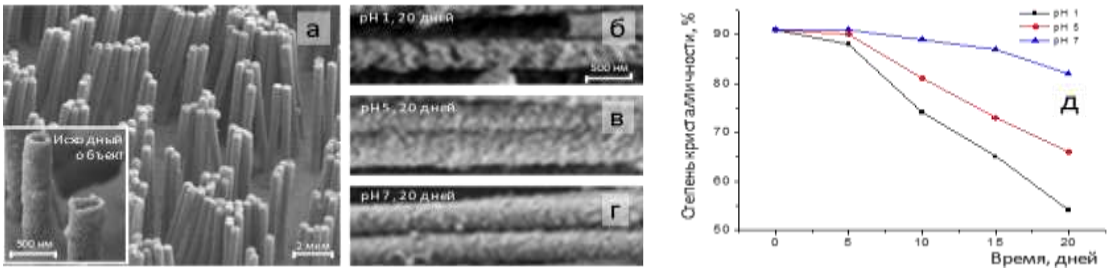


Рисунок – РЭМ-изображение нанотрубок: исходный образец (а) и после выдержки в течение 20-ти дней в растворе с pH 1 (б), 5 (в), 7 (г). Динамика снижения степени кристалличности железоникелевых нанотрубок (д)

Анализ рентгеновских дифрактограмм позволил оценить степень кристалличности НТ и проследить динамику аморфизации стенок FeNi НТ (рисунок *д*). Для среды с pH 1 наблюдается снижение степени кристалличности с 91% для исходного образца до 65% на 15 день и 54% на 20 день. Аморфизация FeNi НТ связана с тем, что обработка наноструктур в кислой среде приводит к образованию поверхностных оксидов и гидроксидов железа, а также частичному окислению никеля.

Образование оксида никеля (II) происходит за счет потери электронов при взаимодействии металла с кислой средой. При этом при большом количестве кислорода в структуре он переходит в оксид никеля (III) $Ni_2O_3 \cdot H_2O$ или NiOOH. Однако учитывая, что соединения со степенью окисления +3 являются неустойчивыми, гидратированные формы оксида никеля (II) распадаются с отщеплением кислорода. Образованные оксиды и гидроксиды железа и никеля на поверхности и в структуре НТ являются аморфными.

Для среды с pH 5 степени кристалличности снижается до 73% на 15 день и 66% на 20 день, а при выдержке в среде с pH 7 степени кристалличности не опускается ниже 85%. При обработке нанотрубок в слабокислой и нейтральной среде поверхностные оксиды и гидроксиды образуют соответствующие соли железа и аморфные гидроксиды железа, а никель практически не вступает в реакцию. Учитывая электрохимические процессы, происходящие в системе железо-никель, предполагается, что будут протекать конкурирующие процессы восстановления никеля и окисление железа, в результате которых железо будут окисляться быстрее, а никель медленнее. При сопоставлении результатов изучения динамики снижения степени кристалличности железоникелевых нанотрубок (рисунок *д*) с РЭМ-изображениями (рисунок *а-г*) можно сделать вывод, что при кристалличности ниже 70% происходит частичное разрушение стенок НТ.

Выводы. Из проведенного анализа видно, что при контакте с кислыми средами металл НТ окисляется, а сама структура деградирует. В зависимости от кислотности среды, за счет коррозионных процессов, будут происходить различные реакции, приводящие к изменению элементного состава нанотрубок, образованию аморфной фазы оксидов и гидроксидов железа и никеля, а также деградации стенок НТ. Результаты исследований изменения структуры и морфологии НТ на модельных растворах с различным pH позволяют учесть фактор деградации наноструктур при нахождении FeNi наноструктур в биологических средах, что важно для последующего их биоприменения.

****

BIODEGRADATION OF POLY(3-HYDROXYBUTYRATE) AND POLY(3-HYDROXYBUTYRATE-CO-3-HYDROXY-4-METHYLVALERATE) FILMS BY PORCINE PANCREATIC LIPASE

Zhuikov V.A.[1,a], Bonartsev A.P.[2,b], Bonartseva G.A.[1,c]

[1]Bach Institute of Biochemistry, Research Center of Biotechnology of the Russian Academy of Sciences. 33, bld. 2 Leninsky Ave., Moscow 119071, Russia

[2]Faculty of Biology, M.V. Lomonosov Moscow State University, Leninskie gory, 1-12, 119234, Russia

[a] vsevolod1905@yandex.ru, [b]ant_bonar@mail.ru, [c]bonar@inbi.ras.ru,

Abstract. In the current work, the degradation of PHB and PHB4MV films was studied in vitro by pancreatic lipase. The changes in film properties were traced by several analytical methods: the change of weight, molecular weight, and Young's modulus (by nanoindentation) were measured. During the six months of polymer films degradation the weight of samples decreased slightly, while a great increase in Young's modulus due to the relatively fast degradation of the amorphous areas was observed, as well as molecular weight of polymers decreased significantly. Weight loss of PHB4MV is faster than degradation rate of PHB, but the molecular weight of PHB 1700 decrease rapidly than PHB4MV; the Young's modulus of polymers remained relatively unchanged.

Introduction

Poly(3-hydroxybutyrate) (PHB), the basic polymer homologue of the polyhydroxyalkanoates' family (PHA), is the most common microbial polyester that has been used as a perspective biodegradable alternative to synthetic thermoplastics [1-3]. Because PHB has biodegradable and biocompatible properties simultaneously, it has received much attention as the base component for perspective medical devices [4-7] and drug dosage formulations [8-11] as well as novel friendly environment materials including packaging applications [12-14]. To understand the changes that occur in the body during degradation process, it is necessary to study the kinetics and mechanics of degradation *in vitro*. Degradation studies, especially at long incubation times are rare [15]. Therefore, the aim of this study is the observation and the long-term comparison of the kinetic curves of degradation of PHB. Considerable attention is paid to the change in the Young's modulus and molecular weight of polymer films.

In the animal organism PHA degradation occurs as a result of a combination of hydrolytic and enzymatic degradation. It leads changes in weight of the samples and its physical and chemical properties [1-3,16-18]. Analysis of the degradation kinetic curves shows that in the first week of degradation a falling mass of two polymer films have been detected. Such a weight loss is associated with the dissolution of water-soluble oligomers of PHA [16,17,19].

It was shown that high molecular weight PHB mass was reduced by 5%. But the weight decreased of PHB4MV was faster. It was decreased by 6% for 6 months. Probably it related to the fact that PHB4MV has a lower degree of crystallinity [19].

Changes in mechanical properties of the polymers due the degradation were recorded using a method of nanoindentation. Before the process of degradation Young's modulus of PHB (2.2 ± 0.06 GPa) was higher, than modulus of PHB4MV (1.3 ± 0.05 GPa), which may indicate that PHB more crystalline than PHB4MV.

The Young's modulus of polymers has grown significantly during one week. The modulus of homopolymer was 4.1 ± 0.1 GPa and the modulus of copolymer was 2.6 ± 0.15 GPa. This is due to a decrease the amount of amorphous polymer component as a result of the dissolution and degradation. In the following month the Young's modulus of 1700 kDa PHB films was increased from 4.1 ± 0.1 to 4.7 ± 0.1 GPa. For PHB4MV 1360 kDa significant changes were not observed. Thus it was found that polymers films insignificantly changed their stiffness.

The molecular weight of the samples decreased during the degradation. The most significant decrease was observed in PHB 1700 to 23% of the original mass, the largest loss in weight observed in the first week (43%). Perhaps this is due to the large number of amorphous components in the polymer, which can be expanded up to 20 times faster than crystal [19]. Further, the mass drop occurs smoothly. Reducing the molecular weight of the PHB4MV occurs smoothly, to 6-month weight is reduced to 44% of the original.

This work was supported by Russian Foundation of Basic Research, ofi_m grant, project # 15-29-04856. The equipment of User Facilities Center of Moscow State University (incl. in framework of Development Program of MSU to 2020) and A.N.Bach Institute of Biochemistry RAS was used in the work.

References:

1.A.P. Bonartsev, G.A. Bonartseva, K.V. Shaitan, M.P. Kirpichnikov, Biochemistry Supplement Series B: Biomedical Chemistry 5, 10–21 (2011).

2.M.I. Artsis, A.P. Bonartsev, A.L. Iordanskii, G.A. Bonartseva, G.E. Zaikov, Molecular Crystals and Liquid Crystals 523, 21-49 (2010).

3.G.-Q. Chen, Q. Wu, Biomaterials 26, 6565-6578 (2005).

4.A.P. Bonartsev, I.I. Zharkova, S.G. Yakovlev, V.L. Myshkina, T.K. Makhina, A.L. Zernov, K.S. Kudryashova, A.V. Feofanov, E.A. Akulina, E.V. Ivanova, V.A. Zhuikov, A.V. Volkov, N.V. Andreeva, V.V. Voinova, G.A. Bonartseva, K.V. Shaitan, M.P. Kirpichnikov, Journal of Biomaterials and Tissue Engineering 6, 42-52 (2016).

5.A.P. Bonartsev, G.A. Bonartseva, T.K. Makhina, V.L. Myshkina, E.S. Luchinina, V.A. Livshits, A.P. Boskhomdzhiev, V.S. Markin, A.L. Iordanskii, Applied biochemistry and microbiology 42, 625-630 (2006).

6.A.A. Olkhov, O.V. Staroverova, A.P. Bonartsev, I.I. Zharkova, E.D. Sklyanchuk, A.L. Iordanskii, S.Z. Rogovina, A.A. Berlin, A.A. Ishchenko, Polymer Science, Series D. Glues and Sealing Materials 8, 100–109 (2015).

7.N.V. Andreeva, A.P. Bonartsev, I.I. Zharkova, T.K. Makhina, V.L. Myshkina, E.P. Kharitonova, V.V. Voinova, G.A. Bonartseva, K.V. Shaitan, A.V. Belyavskii, Bull. Exp. Biol. Med. 159, 567-571 (2015).

8.V.A. Livshits, A.P. Bonartsev, A.L. Iordanskii, E.A. Ivanov, T.A. Makhina, V.L. Myshkina, G.A. Bonartseva, Polymer Science Series B 51, 256-263 (2009).

9.E.V. Filatova, S.G. Yakovlev, A.P. Bonartsev, T.K. Mahina, V.L. Myshkina, G.A. Bonartseva, Applied Biochemistry and Microbiology 48, 598-602 (2012).

10.A.P. Bonartsev, S.G. Yakovlev, E.V. Filatova, G.M. Soboleva, T.K. Makhina, G.A. Bonartseva, K.V. Shaitan, V.O. Popov, M.P. Kirpichnikov, Biochemistry Supplement Series B: Biomedical Chemistry 6, 42–47 (2012).

11.A.P. Bonartsev, A.L. Zernov, S.G. Yakovlev, I.I. Zharkova, V.L. Myshkina, T.K. Mahina, G.A. Bonartseva, N.V. Andronova, G.B. Smirnova, J.A. Borisova, M.S. Kalishjan, K.V. Shaitan, H.M. Treshalina. Anti-Cancer Agents in Medicinal Chemistry 17, 434-441 (2017).

12.A.P. Bonartsev, A.L. Iordanskii, G.A. Bonartseva, G.E. Zaikov, Journal of the Balkan tribological association 14, 359-395 (2008).

13. R.W. Lenz, R.H Marchessault, Biomacromolecules 6, 1-8 (2005).

14.M.I. Artsis, A.P. Bonartsev, A.L. Iordanskii, G.A. Bonartseva, G.E. Zaikov, Molecular Crystals and Liquid Crystals 555, 232-262 (2012).

15.Y. Marois, Z. Zhang, M. Vert, X. Deng, R. Lenz, R. Guidoin, Journal of Biomedical Materials Research 49, 216-224 (2000).

16.A.P. Bonartsev, A.P. Boskhomodgiev, A.L. Iordanskii, G.A. Bonartseva, A.V. Rebrov, T.K. Makhina, V.L. Myshkina, S.A. Yakovlev, E.A. Filatova, E.A. Ivanov, D.V. Bagrov, G.E. Zaikov, Molecular Crystals and Liquid Crystals 556, 288-300 (2012).

17.A.P. Boskhomdzhiev, A.P. Bonartsev, T.K. Makhina, V.L. Myshkina, E.A. Ivanov, D.V. Bagrov, E.V. Filatova, A.L. Iordanskii, G.A. Bonartseva, Biochemistry Supplement Series B: Biomedical Chemistry 4, 177–183 (2010).

18.A.P. Bonartsev, A.P. Boskhomodgiev, V.V. Voinova, T.K. Makhina, V.L. Myshkina, S.A. Yakovlev, I.I. Zharkova, A.L. Zernov, E.A. Filatova, D.V. Bagrov, A.V. Rebrov, G.A. Bonartseva, A.L. Iordanskii, Chemistry and Chemical Technology 6, 385-392 (2012).

19.K. Sudesh, H. Abe, Y. Doi, Progress in Polymer Science 25, 1503–1555 (2000).

****

ФОТОПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИИ С ФУНКЦИЕЙ ОГНЕЗАЩИТЫ

Ильина В.В., Сиротинина М.В., Бабкин О.Э.

Российская Федерация, ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный институт кино и телевидения», mtfm@gukit.ru, ilina-victory@yandex.ru

PHOTOPOLYMER COMPOSITIONS WITH FIRE PROTECTION FUNCTION

V.V. Il'ina, M.V. Sirotinina, O.E. Babkin

Abstract. The work is devoted to the study of the photopolymer liquid systems for the production of fireproof coatings. Studed the intumescent coatings from UV-curable compositions based on the mixture of acrylic monomers of different functionality.

При всем разнообразии существующих огнезащитных материалов, представленных на рынке, до сих пор остается актуальным вопрос разработки универсальных материалов, повышающих огнестойкость инженерных конструкций или конструкционных деталей, выполненных из различных по природе материалов: дерево, пластик, металл, бетон и др.

Альтернативой существующим технологиям пропитки и поверхностного покрытия с последующей сушкой можно рассматривать технологии фотоотверждения, позволяющие провести оперативное формирование покрытия на рельефе любой сложности. При этом ключевой задачей становится решение задачи создания теплозащитного эффекта в условиях прямого воздействия огня при наличии тонкого защитного слоя. Увеличение толщины невозможно априори, поскольку необходимая адгезия покрытия может быть достигнута только при полимеризации по всей глубине слоя. При этом глубина прогрева должна быть минимальной, а скорость прогрева – максимально растянутой по времени, насколько это возможно. Вариантом решения задачи является создание покрытий с эффектом вспучивания (так называемые интумесцентные покрытия): расширяющееся в объеме при воздействии высоких температур покрытие (максимально, до 200-кратного увеличения объема) пенистой структуры препятствует распространению прогрева вглубь, к защищаемой поверхности.

Основную функцию вспучивания может выполнять либо связующее композиции (основной класс используемых соединений – полиуретаны), либо специально вводимые добавки, что предпочтительнее, поскольку такие системы более стабильны во времени. При этом следует учитывать, что принцип отверждения жидкой фотополимерной композиции предполагает лимитированное количество добавок в систему, особенно если речь идет о гетерофазных системах с твердым (кристаллическим) наполнителем, который может препятствовать распространению в слое инициирующего процесс полимеризации излучения. Поэтому основной задачей при разработке

фотополимеризующихся систем для вспучивающихся покрытий является разработка рецептур с максимальным содержанием интумесцентных добавок при сохранении реакционной способности системы, что можно достигнуть подбором разнофункциональных пленкообразователей.

В работе исследовали системы со стационарным количеством активного вспучивающегося вещества (использована смесь полифосфат аммония + меламин + пентаэритрит) и вариативным соотношением двух мономеров: дипропиленгликольдиакрилат + изоборнилакрилат. Соотношение мономеров варьировали от 1:20 до 1:6, соответственно. Наибольший коэффициент вспучивания показали композиции с соотношением мономеров 1:20-1:15 при стабильных удовлетворительных значениях адгезионной прочности покрытия по стали, определенной по методу нормального отрыва по ГОСТ 32299-2013 ~ 0,3 Н/мм^2. Реакционная способность исследуемых композиций сопоставима и колеблется в диапазоне 100 ± 10 с (реактивность композиций оценивали по косвенному критерию определения твердости покрытия по маятниковому прибору ТМЛ по ГОСТ 5233-89, до выхода на стационарные значения).

Литература:

1.Сусоров И.А., Бабкин О.Э. Анализ закономерностей синтеза олигомерных и высокомолекулярных соединений методом цепной полимеризации. СПб.: СПбГИКиТ, 2015. 238 с.

2.Бабкин О.Э., Войнолович Е.Д., Ильина В.В., Сиротинина М.В. Выбор фотоинициатора для УФ-отверждаемых огнезащитных композиций // Лакокрасочные материалы и их применение. 2015. № 8. С.49-52.

3.Зыбина О.А., Якунина И.Е., Бабкин О.Э., Мнацаканов С.С., Войнолович Е.Д. Специфические реакции ингредиентов в огнезащитных вспучивающихся лакокрасочных композициях // Лакокрасочные материалы и их применение. 2014. № 12. С. 24-27.

****

ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИ-2-(1-ЦИКЛОПЕНТ-2-ЕН-1-ИЛ)АНИЛИНА

Патрушев Н. В., Мустафин А. Г., Биглова Ю. Н.

Российская Федерация, ФГБОУ ВО Башкирский государственный университет, nikolpat91@gmail.com

THERMAL PROPERTIES OF POLY-2-(1-CYCLOPENT-2-EN-1-YL)ANILINE

Patrushev N. V., Mustafin A. G., Biglova Yu. N.

Abstract: thermo stability of samples of poly-2-(1-cyclopent-2-en-1-yl)anilines with differently quantity of low grade units were studied and as well as the process of their destruction that occurs within temperature range from 25° to 700°C. It was identified that thermo stability of poly-2-(1-cyclopent-2-en-1-yl)anilines is dependent on the quantity of low grade units. Defines districts of temperatures of dehydrochlorination and destructions of poly-2-(1-cyclopent-2-en-1-yl)anilines with differently quantity of low grade units.

В последнее десятилетие ведутся весьма интенсивные исследования синтеза замещенных полианилинов и их физико-химических свойств. Нами изучена термостабильность растворимой формы полимера - поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина с различным содержанием низкомолекулярных остатков.

Термогравиметрический анализ трех допированных 0,2н HCl образцов {исходный полимер (**А**), полимер после обработки хлороформом (**В**) и после обработки ДМФА (**С**)} поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина проводили в интервале температур 25-700°С, в динамическом режиме при скорости нагрева 5 град/мин в атмосфере воздуха. В ходе изучения термической устойчивости высокомолекулярных соединений были определены следующие параметры для всех образцов:

T_5 - температура, соответствующая уменьшению массы полимера на 5% от первоначального значения;

Δm - изменение массы на различных стадиях процесса;

T_m – температура, соответствующая максимуму на кривой дифференциального термического анализа (ДТА) (максимальной скорости разложения полимера);

$T_{пл}$ – температура плавления полимера;

ΔH – количество энергии выделившейся в процессе разложения полимера.

Установлено, что температуры начала разложения T_5, характеризующие изменение (снижения) массы образцов полимера на 5%, находятся в диапазоне от 98,5°С до 135,5°С, т.е. полимер обладает относительно невысокой термической устойчивостью и зависит от количества в нем низкомолекулярных остатков. Повышение температуры сопровождается монотонным снижением масс высокомолекулярных продуктов (рис. 1). На полученных термограммах можно выделить две основных стадии разложения полимера (табл. 1):

1. от 45°С до 200°С, изменение массы на этой стадии составляет от 7,7% до 17,9%;
2. от 200°С до 700°С, изменение массы полимера составляет от 80,9% до 91,6%.

Таблица 1 Параметры термостабильности поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина

Образец	T_5, °С	Интервал разложения, °С	Δm, %	T_m, °С	T_m, °С	ΔH, Дж
A	98,5	47,7-180,5 181,0-701,0	7,7 91,6	468,7	469,6	19,4
B	128,5	40,5-193,2 193,7-701,0	8,5 90,3	470,2	469,6	21,1
C	135,5	45,4-138,2 242,7-701,0	17,9 80,9	507,0	525,8	62,7

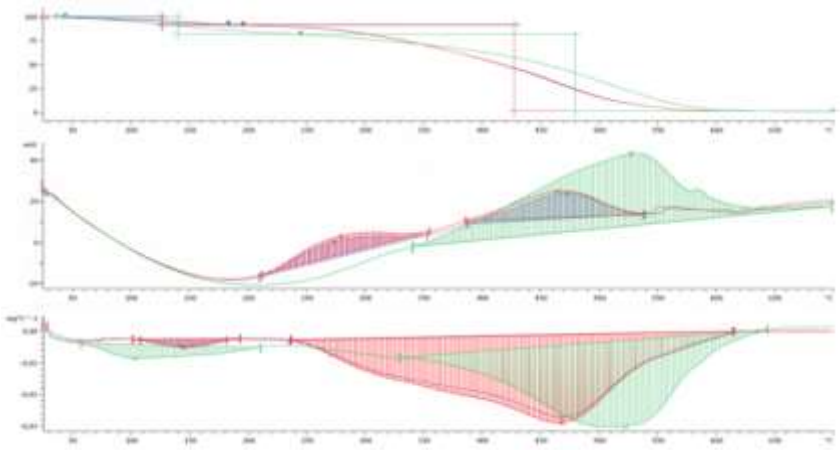


*Рисунок 1. Термограмма образцов поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина (синий – **A**, красный – **B**, зеленый – **C**)*

Разложение полимера наиболее интенсивно проходит в области температур 400-550°С, о чем свидетельствуют характерные пики на кривой ДТА с максимумами (T_m) в диапазоне от 468°С до 507°С (табл. 1). До температуры 700°С происходит практически полное разложение полимера: остаток продукта составляет примерно 1%. Первая стадия разложения, вероятно, связана с дегидрохлорированием образцов, вторая (более 400°С) – с распадом С-С связей полимерной цепи, сопровождающийся выделением газообразных продуктов и конечной деструкцией полимера.

Параметры термостабильности поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина

Таким образом, нами изучены термические свойства в интервале температур от 25°С до 700°С образцов поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина с различным содержанием низкомолекулярных остатков. Выявлено, что термостабильность поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина зависит от количества низкомолекулярных остатков. Определены области температур дегидрохлорирования и основной деструкции поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилина с различным содержанием низкомолекулярных остатков. Установлено, что наилучшую термостабильность проявляет образец С, соответствующий поли-2-(1-циклопент-2-ен-1-ил)анилину после обработки ДМФА.

****

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КРАХМАЛА И ЛАТЕКСА

Родичева Ю.А.[1], Лосев Н.В.[2], Бурмистров В.А.[1], Липатова И.М.[2]

[1]Россия, Иваново, Ивановский государственный химико-технологический университет

[2]Россия, Иваново, Институт химии растворов РАН

rodichevajulia@mail.ru

PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF HYBRID COMPOSITE MATERIALS BASED ON STARCH AND LATEX

Rodicheva J.A., Losev N.V., Burmistrov V.A., Lipatova I.M.

Abstract: Biodegradable materials based on starch and latex with different ratios of constituent components were obtained by dry molding from solutions with and without mechanical processing. The deformation curves of composite materials are obtained. The strength, elongation and modulus of elasticity of hybrid materials are determined.

Широкое использование полимерных материалов в последние десятилетия связано с их малым удельным весом, стойкостью к агрессивным средам, многообразием физико-механических свойств, возможностью переработки различными способами, большой сырьевой базой, дешевизной. Однако при наличии множества преимуществ существенной проблемой при использовании полимерных материалов является их утилизация. Одним из способов решения является применение так называемых биоразлагаемых материалов, которые могут быть получены, в частности, из смеси природных (крахмал, целлюлоза, хитин и т.д.) и синтетических полимеров.

В связи с эти методом сухого формования из раствора механически обработанного (А) и без обработки (НА) были получены крахмально-латексные полимерные пленки. Механическая обработка была использована для увеличения степени дисперсности приготовленных растворов. Время обработки составило 4 секунды. Деформационно-механические характеристики полимерных пленок определяли при растяжении с помощью разрывной машины 2099Р-5, позволяющей одновременно регистрировать напряжение (нагрузку), возникающее в образце при растяжении, относительное удлинение образца и выдавать информацию о результатах на дисплей персонального компьютера. Образцы закрепляли в зажимы испытательной машины и проводили испытание на растяжение при температуре 20±1 (°С), относительной влажности 55±5 (%) при скорости раздвижения зажимов испытательной разрывной машины 1мм/мин. Полученные данные приведены в табл. 1.

Таблица 1

Деформационно-механические характеристики крахмально-латексных пленок

Латекс:Крахмал	Прочность, МПа		Относительное удлинение, %		Модуль упругости, МПа	
	НА	А	НА	А	НА	А
100	13		182		9,3	
80:20	50,0	77,0	46,9	59,1	94	334
60:40	75,7	83,3	17,9	19,8	687	1308
40:60	107,7	109	3,71	6,41	3019	3425
20:80	113,3	123,3	1,38	2,35	7111	10520

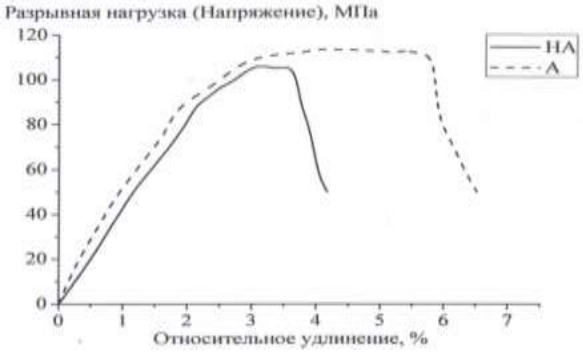


Рис. 1. Деформационная кривая композиционного материала, содержащего латекс и крахмал в соотношении 40:60

Следует отметить, что увеличение содержания крахмала приводит к повышению прочности и модуля упругости композиционных пленочных материалов, при уменьшении относительного удлинения. При этом пленочные образцы, сформованные из механически обработанных растворов (А), отличаются большими значениями деформационно-механических характеристик, по сравнению с образцами, полученными из растворов без обработки (НА). На рис. 1 приведены примеры деформационных кривых исследуемых композиционных материалов. Необходимо подчеркнуть, что все исследуемые образцы деформируются без образования «шейки». Зависимости состоят из начального прямолинейного участка, на котором проявляются упругие деформации, подчиняющиеся закону Гука. Проявление вынужденно-эластичных деформаций характеризуется отклонением от прямолинейности и выходом нагрузки на постоянное значение.

Работа выполнена в рамках Государственного задания (базовая часть), проект № 4.7104.2017/8.9.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБОНИЗИРОВАННЫХ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ЭЛАСТОМЕРНЫХ СМЕСЕЙ.

Степашкин А.А. [1], Чуков Д.И. [1], Калошкин С.Д. [1], Пятов И.С. [2] Дениев , М.Я. [3].
[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, [2]ООО "РЕАМ-РТИ" г. Балашиха, [3]ООО «Градэр», г. Зубцов.
a.stepashkin@misis.ru

STUDY OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON CARBONIZED HIGHLY FILLED ELASTOMERIC COMPOUNDS.

A.A. Stepashkin, D.I. Chukov, S.D. Kaloshkin, I.S. Pyatov, M.Ya. Deniev.

In this study it was developed new methods for preparation of carbon - carbon composite materials based on elastomeric compounds filled with carbon fillers of various morphology: carbon nanotubes, carbon black, carbon fibers, finely divided carbon fillers based on synthetic graphites and shungites. Using the highly filled elastomeric compounds as a matrix of composite materials and their subsequent carbonization allows to obtain a novel composite materials with operating temperatures up to 300 ° C. Manufacturing of complex shape parts using well-prove and virtually waste-free technologies can significantly reduce the cost of final products. It was studied mechanical and thermal properties of obtained composites.

Разработка новых подходов к получению композиционных материалов является одной из актуальных и перспективных задач современного материаловедения. Одним из наиболее динамично развивающихся классов композиционных материалов являются полимерматричные композиционные материалы, которые выгодно отличаются от других типов материалов высокими удельными характеристиками за счет их низкой плотности. Обладая конкурентными преимуществами, такими как высокие физико-механические, трибологические и другие эксплуатационные свойства, большинство полимерматричных композиционных материалов обладает невысокими максимальными температурами эксплуатации, которые, как правило, не превышают 150-200 °С. Существует сравнительно небольшое количество полимерных матриц для перспективных композитов позволяющие повысить температуру эксплуатации до 300 °С, однако их производство сдерживается высокой стоимостью и низкой технологичностью, малыми объемами производства матричных полимеров.

В настоящей работе нами предлагается подход по получению нового класса композиционных материалов на основе эластомерных матриц, наполненных углеродными наполнителями различной морфологии, с окончательным формированием их свойств в процессе низкотемпературной карбонизации.

На первой стадии методом смешения на вальцах получается высоконаполненная эластомерная композиция на основе высоконаполненного синтетического каучука. Из полученной смеси методом термопрессования изготавливается вулканизованная заготовка – прекурсор, благодаря высокой эластичности которой возможно изготовление изделий со сложной геометрией. На финальной стадии заготовки изделий подвергаются низкотемпературной карбонизации, в процессе которой происходит формирование окончательных свойств композита.

Преимуществом предлагаемого подхода является использование для получения заготовок изделий хорошо освоенных промышленностью технологий формования резинотехнических изделий. После низкотемпературной карбонизации это позволяет получить готовые изделия сложной геометрии, что решает проблему финишной механической обработки.

В настоящей работе при создании композиционных материалов были использованы углеродные наполнители различной морфологии, включая технический углерод (ТУ) с размерами первичных агрегатов от 20 до 200 нм, углеродные нанотрубки (УНТ), частицы измельченных искусственных графитов и дискретные углеродные волокна (УВ). Данный подход позволил получить материалы, свойства которых представлены в таблице 1.

В отличие от классических дисперсионно-упрочненных углеродных материалов, в новых углеродных композициях на основе эластомерных матриц удается получить высокие значения прочности при растяжении при высоких уровнях прочности при сжатии, изгибе и приемлемых значениях ударной вязкости.

Таблица 1 - Физико-механические характеристики композиционных материалов на основе карбонизованных эластомерных матриц

	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	a, кДж/м^2	d, г/см^3
75 масс.% ТУ	65-70	85-110	100-110	7,4–7,6	1,78–1,85
69 масс.% ТУ+ 6 масс. % УВ	70-80	120-130	135-150	7,7–7,9	1,8–1,83
63 масс.% ТУ+12 масс %. УВ	80-90	130-140	170-190	8,0–8,2	1,8–1,83
69 масс.% ТУ+ 6 масс. % УНТ	70-75	100-120	110-125	7,7–7,9	1,78–1,85

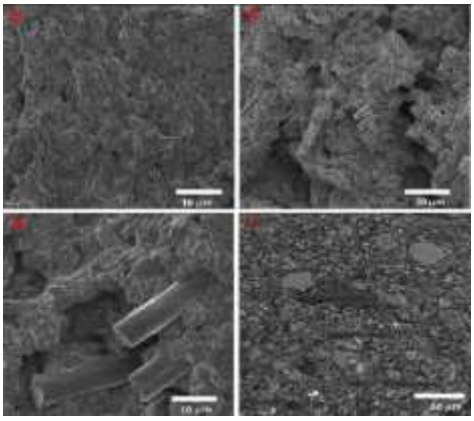


Рисунок 1 - Микроструктура эластомерных прекурсоров и композиционных материалов: (а) – эластомерная смесь на основе ТУ, (б, в) – эластомерная смесь ТУ+ 6 масс % УВ (г) – карбонизованный материал ТУ+ 6 масс % УВ

Микроструктура эластомерных смесей и композиционных материалов на их основе представлена на рисунке 1. В процессе смешения на вальцах технический углерод практически полностью входит внутрь каучука (рисунок 1а) и распадается на первичные углеродные частицы, размер которых зависит от выбранной марки ТУ. Вводимые в состав эластомерной смеси углеродные волокна после смешения на вальцах имеют размеры порядка 150 – 300 мкм. В диапазоне степеней наполнения до 12 масс % обеспечивается равномерное распределение углеродных волокон в каучуке (рисунок 1 б, в), наблюдается хорошее адгезионное взаимодействие между каучуком и поверхностью углеродного волокна. В результате карбонизации получается однородная структура с преобладающими размерами зерен в матрице менее 5 мкм, равномерным распределением углеродных волокон (рисунок 1 г).

Одной из возможных областей использования разрабатываемых композиционных материалов являются детали и узлы насосов для нефтяной и химической промышленности, работающие в условиях повышенных температур и под воздействием агрессивных сред.

Работа выполнена при финансовой поддержке федеральной целевой программы исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014- 2020 годы, идентификатор ПНИЭР RFMEFI57815X0133.

****

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГИХ ТВЕРДЫХ УГЛЕРОДНЫХ ЧАСТИЦ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ФУЛЛЕРЕНОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Ушакова И.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, Россия, e-mail: tchern@imet.ac.ru

EFFECT OF INDENTATION LOADING SPEED ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF SUPERELASTIC HARD CARBON PARTICLES PREPARED FROM FULLERENES UNDER HIGH PRESSURE

Chernogorova O.P., Drozdova E.I., Ushakova I.N.

A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Materials Sciences RAS, Moscow, Russia, tchern@imet.ac.ru

Composite materials (CM) based on cobalt are obtained from powder mixtures of Co and 10 wt. % fullerenes at a pressure of 5 and 8 GPa and at a temperature of 800-1000°C. The synthesis conditions ensured the sintering of the powder mixture with the simultaneous collapse of fullerene molecules with the formation of a superelastic hard carbon phase. The structure and properties of the reinforcing carbon particles varied widely depending on the synthesis conditions and the initial fullerene composition (C_{60} or $C_{60/70}$) and state (without or after ball milling). The physical and mechanical properties (hardness, elastic modulus, elastic recovery) of carbon particles were measured using a DUH 211S (Shimadzu) dynamic ultra-micro hardness tester according to the international standard ISO 14577 with the Berkovich indenter at a load of 500 mN in the loading-unloading regime. The loading speed upon indentation was increased from 3.5 to 70 mN/s, while the indentation time (the loading-unloading cycle) was reduced from ~ 300 to ~ 20 s. It was found that when the rate decreases from 70 to 3.5 mN/s, the indentation hardness H_{IT} and indentation modulus E_{IT} of the particles with hardness less than 30 GPa decrease slightly, while the corresponding characteristics of superhard particles decrease from 34 to 28 GPa and from 217 to 190 GPa, respectively. These regularities are consistent with the behavior of such characteristics upon creep and are due to the structural features of carbon phases of different hardness.

Композиционные материалы (КМ) на основе кобальта получены из смесей порошков Со и 10 вес. % фуллеренов под давлением 5 и 8 ГПа при температуре 800 – 1000°С. Условия синтеза обеспечивали спекание порошковой смеси при одновременном коллапсе фуллереновых молекул с образованием структуры сверхупругого твердого углерода. В зависимости от условий синтеза и исходного состава (C_{60} или $C_{60/70}$) и состояния фуллеренов (без механоактивации и после механоактивации) структуру и свойства армирующих углеродных частиц варьировали в широких пределах. Физико-механические свойства (твердость, модуль упругости, упругое восстановление) углеродных частиц измерены с помощью динамического ультрамикротвердомера DUH 211S (Shimadzu) по международному стандарту ISO 14577 с индентором Берковича при нагрузке 500 мН в режиме нагружения-разгружения. Скорость нагружения при индентировании повышали от 3,5 до 70 мН/сек, при этом время индентирования (цикла нагружения-разгружения) сокращается от ~5 мин до ~20 сек. Установлено, что при снижении скорости от 70 до 3,5 мН/сек твердость H_{IT} и модуль упругости E_{IT} частиц с твердостью менее 30 ГПа уменьшаются незначительно, тогда как соответствующие характеристики сверхтвердых частиц снижаются от 34 до 28 ГПа и от 217 до 190 ГПа, соответственно. Эти закономерности согласуются с поведением таких характеристик при ползучести и обусловлены структурными особенностями углеродных фаз разной твердости.

****

САМОАРМИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ИЗ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА.

Чуков Д.И., Жеребцов Д.Д. , Нематуллоев С.Г., Степашкин А.А., Чердынцев В.В..
НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия, dil_chukov@mail.ru

SELF-REINFORCED COMPOSITE MATERIALS BASED ON ULTRA-HIGH MOLECULAR WEIGHT POLYETHYLENE FIBERS.

D.I. Chukov, A.A. Stepashkin, D.D. Zherebtsov, S.G. Nematulloev, V.V. Tcherdyntsev.

In this paper the formation of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) fibers based self-reinforced composite materials was studied. The obtaining of bulk samples of self-reinforced composite materials was carried out by the compression molding of UHMWPE fibers. Compression molding in the temperature range close to the melting point of the fibers allows to melt a certain part of the fibers surface. Upon cooling the molten part solidified and bound the structure together, forming a matrix of the composite material. Compression molding was carried out under high pressures, which made it possible to shift the melting temperature of the fibers toward higher temperatures, besides, to prevent shrinkage of the fibers which accompanied by loss of the oriented state. It was shown that by varying the temperature and pressure of compression molding it is possible to change the ratio of the matrix phase to the oriented phase, which leads to a change in the mechanical properties of the obtained composite materials.

Работа направлена на получение и исследование структуры и свойств самоармированных композиционных материалов (СКМ) на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). СКМ представляют собой композиционные материалы, в которых полимерная матрица и армирующие наполнители представлены одним и тем же полимером. Преимуществами таких систем являются высокая совместимость матрицы и армирующих элементов, способность к достижению идеального взаимодействия между компонентами композита, и их более легкая перерабатываемость («рециклинг») по сравнению с композитами, состоящими из компонентов различной природы.

В работе были проведены исследования процесса получения самоармированных композиционных материалов на основе СВМПЭ волокон методом термопрессования. Выбор СВМПЭ волокон в качестве исходного материала для получения самоармированных композиционных материалов был обусловлен тем, что эти волокна обладают наилучшими значениями удельной прочности среди всех материалов, нашедших реальное практическое применение. Для получения объемных образцов предложен подход, при котором термическое прессование производилось в области температур, близких к температуре плавления волокон, что позволяет контролируемо расплавить определенную часть поверхности волокон. При охлаждении расплавленная часть затвердевала и связывала структуру вместе, формируя матрицу композиционного материала (рисунок 1).

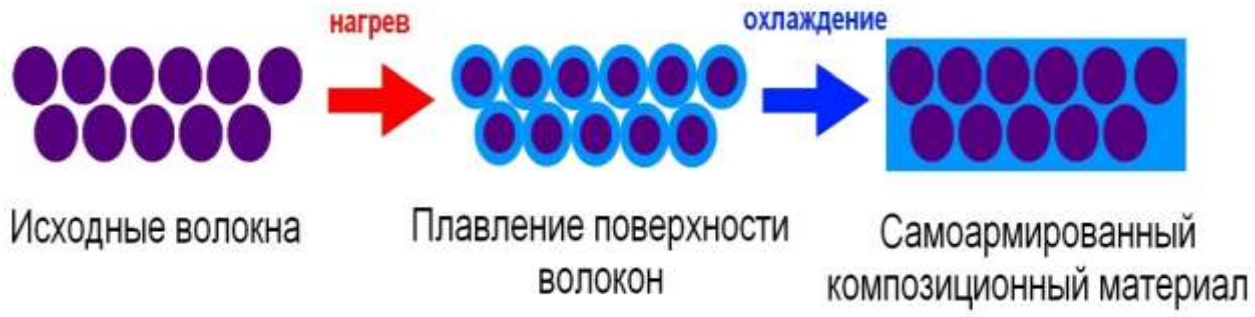


Рисунок 1 - Схема получения самоармированных композиционных материалов

Для определения влияния режимов термопрессования на структуру и свойства получаемых композиционных материалов были получены СКМ в интервале температур прессования 145-165 °С и давлениях 0,1-75 МПа. Проведенные исследования показали, что меняя температуру и давление термопрессования можно варьировать соотношение долей расплавленных и сохранивших ориентированную структуру волокон. Обнаружено, что чем выше давление термопрессования, тем большую часть волокон удается сохранить в конечном композите, что сопровождается более высокими значениями модуля упругости получаемых СКМ. Анализ влияния температуры термопрессования показал, что при слишком низкой температуре прессования (145 °С) не происходит расплавления доли волокон, которой бы хватало для формирования матричной фазы по всему объему, т.е. существуют области, в которых волокна не взаимосвязаны друг с другом, что приводит к более низким механическим характеристикам. При температуре 155 °С доля расплавленных и сохранивших свою ориентированную структуру волокон является оптимальной, что приводит к максимальным значениям физико-механических характеристик получаемых композитов. Более высокая температура прессования приводит к тому, что большая часть СВМПЭ волокон расплавляются при термопрессовании, теряя при этом ориентированную структуру, что сопровождается катастрофическим падением физико-механических характеристик как самих волокон, так и получаемых композиционных материалов.

«Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта № 15-33-70027 «мол_а_мос»

****

НАНОСИНЕРГОБЕТОН – НОВЫЙ СТРОИТЕЛЬНЫЙ МАТЕРИАЛ

Кузьмин И.Б.
Филиппины, i.b.kuzmin@gmail.com

NANOSYNERGYCONCRETE - NEW BUILDING MATERIAL

Kuzmin I. B.

The results of the creation and investigation of a new generation of building materials - nanosinergyconcrete are presented. Scientific and practical basis of the new material was the sinergyconcreting technology of monolitic constructions by the concrete mixes, heated up by steam in the mixing drum of the truck mixer. The technology was developed and implemented in the constuction production. Nanosynergyconcrete superior similar materials on the properties and characteristics not only on the percentages, but in times. It is a qualitatively new material, as it works not only on compression and tension, torsion, bending. This is allows proceed to a fundamentally new approach in the architecture, engineering, construction and operation of buildings.

Теоретические работы автора по синергии и созданию условий для получения её и применения,

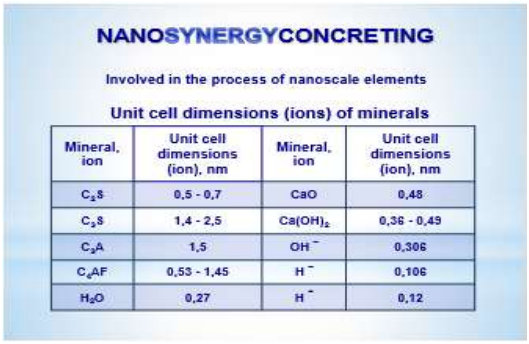
синерготехнологии, на определённом этапе привели к необходимости практической проверки результатов. В качестве исследуемого материала, после проведённого анализа, был выбран строительный материал – бетон. По мнению экспертов, бетон занимает одно из ведущих мест среди материалов, используемых человеком, а некоторые из экспертов утверждают, что он находится на втором месте после воды.

Сущность синерготехнологии бетонирования или технологии синергобетонирования заключается в том, что для получения бетона максимальной прочности в бетонную смесь на разных этапах ее приготовления, транспортирования, подачи и укладки вносится максимальное количество энергии, выступающей в разных видах при одновременном согласовании, и осуществляется последующее сохранение ее для структурообразования бетона [1,2].

Технология синергобетонирования первоначально разрабатывалась как технология зимнего бетонирования [1,3]. Практика строительного производства показала, что предложенная технология синергобетонирования одинаково эффективна как при отрицательной температуре окружающей среды, так и при положительной. Особенно эффективна технология при производстве работ в экстремальных условиях, при низких отрицательных температурах и высоких положительных температурах, когда нет необходимости применения дополнительных средств и материалов [1,3,4].

Новая технология позволила максимально сократить время возведения монолитных конструкций и перейти к круглогодичной организации производства с суточным оборотом опалубки при повышении прочностных характеристик бетона и минимальных энергетических затратах.

Вместе с тем, используя в синерготехнологии бетонирования монолитных конструкций различные наноматериалы, можно не только достаточно просто решить технологические вопросы, но формируя определенным образом наноматериалы в матрице бетонной смеси добиться увеличения прочностных характеристик бетона при работе его как на сжатие, так и на растяжение, изгиб и кручение.



Mineral, ion	Unit cell dimensions (ion), nm	Mineral, ion	Unit cell dimensions (ion), nm
C_3S	0,5 - 0,7	CaO	0,48
C_2S	1,4 - 2,5	$Ca(OH)_2$	0,36 - 0,49
C_3A	1,5	OH^-	0,306
C_4AF	0,53 - 1,45	H^-	0,106
H_2O	0,27	H^-	0,12

Рис.1. Слайд 16 из презентации «Nanosynergyconcreting technology» [5]

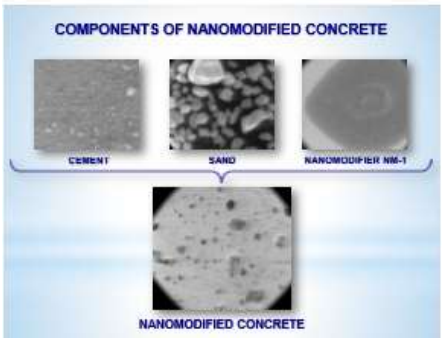


Рис.2. Слайд 19 из презентации «Nanosynergyconcreting technology» [5]

Начиная с первых экспериментов [6] по модифицированию бетонных смесей наноуглеродными материалами стало ясно, что применение наноматериалов с использованием технологии бетонирования – синергобетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями, приводит к результатам, когда целый ряд свойств и характеристик бетона отличаются не только от обычного бетона, но и нанобетона не на проценты, а в разы [7,8].

Фактически технология наносинергобетонирования позволяет заменить железобетон на наносинергобетон, полностью отказавшись от использования металла в бетоне. При этом характеристики такого бетона выше аналогичных в железобетоне. Это принципиально новое качество как технологии синергобетонирования, так и работы бетона, приготовленного по этой технологии, в монолитных конструкциях [9,10].

Проектируя составы таких бетонов на базе разработанной и выдержавшей более чем 35-летнее “испытание временем” технологии синергобетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями, фактически можно перейти к моделированию деформирования и разрушения углеродных наноматериалов – нанотрубок и нановолокон с учетом связей с матрицей [11].

Литература:

1.Кузьмин И.Б. Синергобетонирование монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями. Владимир: Изд-во Владим. гос. ун-та, 2011. – 248 с.

ISBN 978-5-9984-0130-5.

2.Кузьмин И.Б. Синерготехнология. Синергобетонирование. Изд-во LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2012. – 396 с. ISBN 978-3-8484-8015-9.

3.Кузьмин И.Б. Синергобетонирование в холодном климате. Теория+эксперименты+практика. Изд-во LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2016. – 329 с. ISBN 978-3-659-95862-5.

4.Кузьмин И.Б. Синергобетонирование в жарком климате. Новая строительная технология. Изд- во LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2016. – 217 с. ISBN 978-3-659-95440-5.

https://www.youtube.com/watch?v=-M1-oDMzY-Y

5.Кузьмин И.Б. Применение наноуглеродных материалов при модифицировании мелкозернистых бетонных смесей. IV Всероссийская конференция по наноматериалам / Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2011. С. 503. ISBN: 978-5-98746-011-5.

6.Кузьмин И.Б. Синерготехнология. От синергобетонирования к наносинергобетонированию. Изд-во LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2012. – 312 с. ISBN: 978-3-659-13668-9.

7.Кузьмин И.Б. От синергобетона к наносинергобетону. V Международная конференция

«Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» / Сборник материалов. М: ИМЕТ РАН, 2013. С. 658 – 660. ISBN 978-5-4253-0630-2.

8.Кузьмин И.Б. Синерготехнология. Наносинергобетонирование. Изд-во LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2013. – 224 с. ISBN: 978-3-659-40943-1.

9.Кузьмин И.Б. Наносинергобетон – прошлое, настоящее, будущее. VI Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 10-13 ноября 2015 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2015, С. 734-735. ISSN 2413-2209.

10.Кузьмин И.Б. Нанориски нанотехнологий. Система технологической безопасности. Изд-во LAMBERT Academic Publishing, Германия, 2013. – 348 с. ISBN: 978-3-659-42532-5.

****

СТРУКТУРА И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА СПЛАВЕ ЦИРКОНИЯ Э 110 В УСЛОВИЯХ МИКРОПЛАЗМЕННОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Губайдулина Т.А.[1,2], Сергеев В.П[1,2], Кузьмин О.С[1]., Федорищева М.В[1,2], Калашников М.П.[1,2]

[1]Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: goub2002@mail.ru

STRUCTURE AND ELEMENT COMPOSITION OF OXIDE-CERAMIC COATINGS OBTAINED USING THE ZIRCONIUM E110 ALLOY IN CONDITIONS OF MICROPLASMA OXIDATION AT VARIOUS PULSED CURRENT MODES

T.A. Gubaidulina, V.P. Sergeev, O.S. Kuzmin, M.V. Fedorischeva and M.P. Kalashnikov

Abstract. Oxidation of the surface of zirconium samples by microplasma oxidation was carried out. The influence of the frequency of the current on the phase composition of the oxide-ceramic coating is investigated. The size of microcracks is determined at different pulsed current frequencies. A porous oxide-ceramic coating was obtained. Morphology and elemental composition of oxide-ceramic coatings were studied using the LEO EVO 50 scanning electron microscope.

Микроплазменное оксидирование – экспрессный и экономичный способ обработки поверхности материала, позволяющий получать оксидно-керамические покрытия заданной толщины, пористости, и состава за короткий период времени. Используемый метод микроплазменного оксидирования позволяет уменьшить теплопроводность формируемого оксида циркония за счет:

- введения в материал другого компонента для нарушения правильной структуры оксида, т.к. усложнение строения кристаллической решетки приводит к большему рассеянию тепловых упругих волн, в результате теплопроводность нового соединения оказывается значительно ниже теплопроводностей его составляющих.

- формирование пористого покрытия, т.к. с увеличением газовой фазы или пористости теплопроводность системы уменьшается.

Цель работы состоит в формировании микроплазменного покрытия на подложке и исследовании свойств оксидно-керамических покрытий, полученных методом микроплазменного оксидирования при изменении значений импульсного тока.

Формирование покрытий осуществлялось в импульсном микроплазменном режиме с использованием программируемого источника питания. Программируемый источник питания (ИП) разработан для питания постоянным и пульсирующим током разрядных процессов широкого класса назначения. Он представляет собой импульсный стабилизатор тока компенсационного типа, выполненный на основе высоковольтного регулируемого преобразователя. Выходной ключевой каскад источника позволяет модулировать выходной сигнал в соответствии с программируемыми параметрами. Данное техническое решение даёт возможность управлять следующими процессами: задавать частоту выходного сигнала в широких пределах, длительность импульса питания и паузы. Покрытия получали с использованием алюминатно-щелочного электролита. Электролит готовили на дистиллированной воде из реактивов марки "чистый для анализа", "химически чистый". Выбор электролита обусловлен тем, что при микроплазменной обработке вентильных металлов в этом

электролите формируются качественные оксидно-керамические покрытия на сплавах алюминия, титана, циркония, хотя и отличающиеся по скорости роста и физико-химическим характеристикам.

Толщину оксидно-керамического покрытия определяли с помощью универсального толщиномера покрытий ТТ 210. Толщину оксидно-керамического покрытия также определяли на шлифах на оптическом микроскопе Axiovert 200 при увеличении 2500. Шлифовка производилась на машине Labopol 25, производитель Struers. Полировка сделана на шлифмашине 2М.

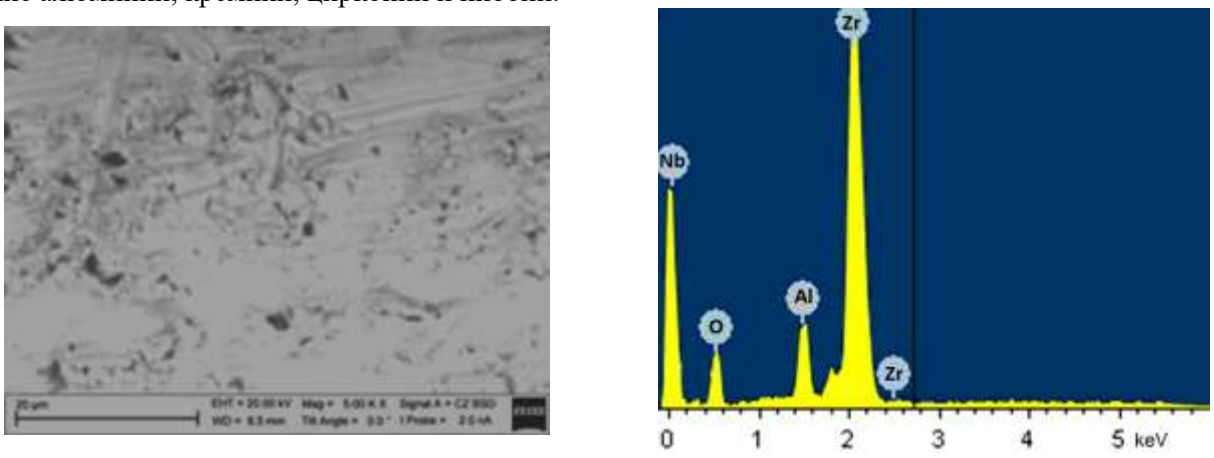
Расчёт количества пор выполнен при помощи программы «Altami Studio».

Исследование морфологии и элементного состава оксидно-керамических покрытий на образцах выполняли с помощью растрового электронного микроскопа Karl Zeiss EVO 50.

В результате проведенных экспериментов были получены оксидно-керамические покрытия, свойства и толщина которых различались в зависимости от условий проведения процесса микроплазменной обработки. Исследования проводили на трех партиях образцов, отличающихся частотой импульсного тока (1 партия -2500Гц, 2 партия -1000Гц, 3 партия -250Гц).

Для первой партии образцов общая длина микротрещин на 1 мм^2 составила от 15000 до 18000 мкм, количество трещин в 1 мм^2 3800-4000 и ширина трещин составила 0,1 мкм. Для второй партии длина микротрещин в 1 мм^2 составила 650-700 мкм, количество трещин в 1 мм^2 от 1900 до 2000. Для третьей партии образцов с минимальным значением импульсного тока длина микротрещин в 1 мм^2 составила от 0 до 300 мкм, количество трещин в 1 мм^2 0-300. То есть оптимальным покрытием является покрытие, полученное по третьему режиму с минимальным значением частоты импульсного тока.

На рис. 1 приведена морфология поверхности и распределение элементов по поверхности оксидно-керамического покрытия из четвертой партии. Видно, что в составе покрытия находятся такие алюминий, кремний, цирконий и ниобий.



а *б*

Рис. 1. Морфология (а) и элементный состав (б) оксидно-керамических покрытий, полученных на сплаве циркония Э110 микроплазменным оксидированием

Следующей задачей, которую необходимо решить для этого покрытия является уменьшение теплопроводности формируемого оксидно-керамического покрытия на основе циркония. Для этого необходимо сформировать пористое покрытие, которое способно выдерживать термоциклические нагрузки. Показано в наших предыдущих работах, что введение пор с большой площадью внутренней поверхности в материал промежуточного слоя способно снизить вдвое внутренние термические напряжения. Поры повышают релаксационную стойкость в различном диапазоне температур.

Поскольку необходимо сформировать пористое покрытие, т.к. с увеличением газовой фазы или пористости теплопроводность системы уменьшается, кроме того, при изменении температуры (термоциклические нагрузки) и появлении мельчайших трещин, они будут релаксировать по этим порам, найден режим, при котором образуются поры.

Поэтому для получения пористого материала использовали образцы, полученные по третьему режиму с минимальным значением частоты импульсного тока. Известно, что изменение плотности тока может изменить количество пор. Действительно, в результате эксперимента были получены

образцы оксидно-керамического покрытия практически без трещин, имеющие около 3-4% пор при плотности тока 1,2А/дм^2, 5-6% при плотности тока 3А/дм^2, 6-7% при плотности тока 4А/дм^2.

Таким образом, в работе были подобраны режимы для получения пористого покрытия и определена пористость для образца с минимальным количеством микротрещин в оксидно - керамическом покрытии.

Выявлено, что микроплазменная обработка циркониевого сплава Э 110 на разработанном оборудовании в алюмосиликатном электролите позволяет получать пористые оксидные керамические покрытия циркония, легированные алюминием и ниобием.

****

АДГЕЗИЯ ТРЕХМЕРНЫХ КАПИЛЛЯРНО – ПОРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРИКОСТНЫХ ИМПЛАНТАТАХ

Калита В.И.[1], Комлев Д.И., Радюк А.А., Иванников А.Ю., Алпатов А.В., Комлев В.С., Мамонов В.И., Севостьянов М.А., Баикин А.С.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), 119334, ГСП-1, Москва, Ленинский пр., 49, Россия. [1] vkalita@imet.ac.ru

Adhesion of three-dimensional capillary-porous titanium coatings on intraosseous implants

Kalita V.I., Komlev D.I., Radiuk A.A., Ivannikov A.Iu., Alpatov A.V., Komlev V.S., Mamonov V.I., Sevostianov M.A., Baikin A.S.

3-D capillary-porous Ti coatings were applied to the Ti substrate, after sandblasting with Al_2O_3 particles. Heating the substrate with a plasma jet made it possible to increase the shear strength of the coating from 200 to 249 MPa with a coating porosity of 46%.

Систему имплантат - костная ткань рассмотрели, как сложный вариант композиционного материала, граница раздела в котором формируется при врастании новой костной ткани в поверхность имплантата. Провели исследование сдвиговой прочности трехмерных капиллярно – пористых титановых (ТКП) ВТ1-00 покрытий, со средней пористостью 46%. Покрытия наносили на цилиндрические титановые подложки диаметром 8,9 мм. Перед напылением поверхность всех подложек подвергали обработке абразивными частицами Al_2O_3 со средним размером 700 мкм. Половину подложек дополнительно обработали стеклянными шариками со средним диаметром 120 мкм (матирование). Ранее было установлено, что дополнительная обработка стеклянными шариками освобождает поверхность от абразивных частиц, оставшихся на поверхности, и сглаживает рельеф, что может быть полезно для повышения циклической прочности изделий с покрытиями. Процесс напыления вели в камере заполненной аргоном. Непосредственно перед нанесением покрытий поверхность подложек подогревали плазменной струей, температуру подогрева повышали за счет увеличения времени воздействия от 0 до 15 с. Для определения сдвиговой прочности соединения ТКП покрытия с титановой подложкой использовали оригинальную методику испытаний. Образцы предварительно запрессовывали в пластмассу, которая имитировала вросшую в пористое покрытие костную ткань (сдвиговая прочность пластмассы 62,3 МПа).

Средняя толщина ТКП Ti покрытия на подложках, обработанных абразивом Al_2O_3, составила 1,5 мм, а на подложках, обработанных оксидом алюминия и стеклянными шариками - 1,2 мм. Сдвиговая прочность материала титановой подложки, полученная на образцах свидетелях, составила 432±29 МПа. При испытаниях на сжатие образцов без покрытия, изготовленных по форме образцов с покрытиями, установили, что при нагрузке 32,3 кН, которая превышала максимальные значения нагрузки, полученной при сдвиге ТКП Ti покрытий, 29,7 кН, увеличение диаметра исследуемой части образца составило 0,4 мм. Из чего следует, что диаметр границы раздела «покрытие – подложка» во время испытания на сдвиг гарантировано не превышал диаметр отверстия в матрице, через которую происходило продавливание образцов 9,4 мм. Этим было подтверждено, что сдвиг происходил именно по границе «покрытие-подложка», а не по материалу подложки.

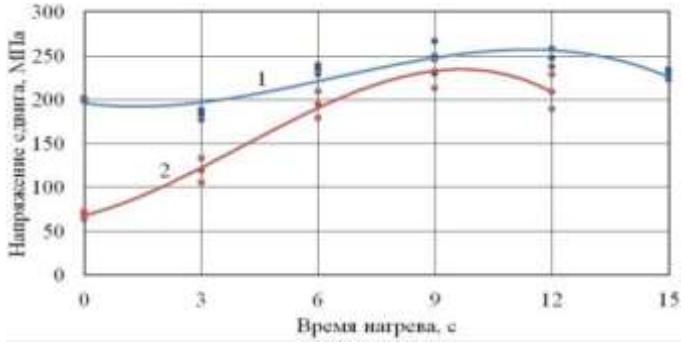


Рис.1 Зависимость сдвиговой прочности образцов с ТКП Ti покрытиями от времени их предварительного подогрева плазменной струей при обработке подложки перед напылением: 1 – абразивом Al_2O_3 и 2 – абразивом Al_2O_3 и стеклянными шариками

Более высокие значения сдвиговой прочности имели образцы с покрытиями, нанесенными на подложки, обработанные частицами Al_2O_3 (рис. 1). Максимальные усредненные значения сдвиговой прочности для этих образцов, 249,4±17 МПа, были получены при нагреве подложек плазмой в течение 9 сек, а минимальная прочность на образцах - без подогрева подложки 200,1±1,7 МПа. В серии образцов, с подложками дополнительно обработанными стеклянными шариками, максимальное значение средней сдвиговой прочности получено так же после 9 с нагрева плазмой, 229,8±16 МПа, а минимальное - без нагрева 68,52±4,16 МПа.

Граница между покрытием и подложкой на шлифах без травления не выявлялась. При малом времени травления вдоль границы проявляется полоса шириной от 10 до 20 мкм с более светлой чем у Ti окраской. При увеличении времени травления на границе образуется цепочка пор. Около границы отмечено увеличение размера зерен Ti, как в подложке, так и в покрытии. На некоторых участках зёрна прорастают из подложки в покрытие (эпитаксия).

Измерение микротвердости проводили на шлифе образца, напыленного на подложку, разогретую плазменной струей в течение 12 секунд. Нагрузку на индентор 10 грамм использовали с целью определения характеристик материала в локальных зонах вблизи границы между подложкой и покрытием, а также у поверхности покрытия. Минимальная твердость зафиксирована в центральной части подложки (рис.2). Далее по направлению к поверхности подложки микротвердость повышается и достигает максимальных значений в светлой зоне, расположенной на границе между подложкой и покрытием. В покрытии значения микротвердости сначала снижаются от границы к центральной части гребня, и потом снова увеличивается к поверхности.

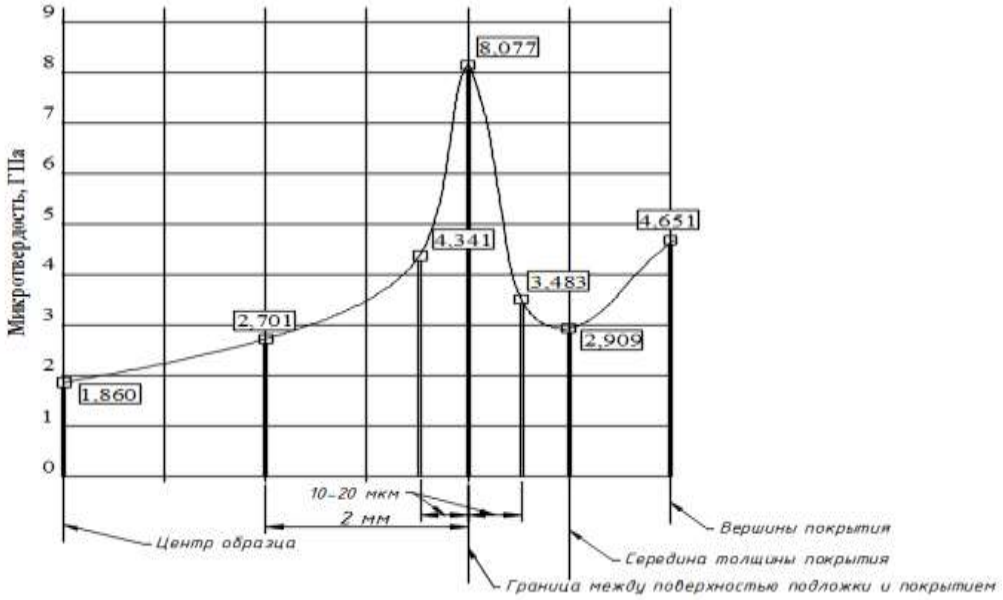


Рис.2. Распределение значений микротвердости (нагрузка на индентор 10 г) по толщине сдвигового образца: слева Ti подложка, справа ТКП Ti покрытие.

Содержание кислорода в покрытии увеличилось по сравнению с исходной проволокой в 2,8 раза, а содержание азота увеличилось в 15 раз.

Два вида обработки поверхности подложки перед напылением показали различные значения сдвиговой прочности «покрытие – подложка» в зависимости от времени ее нагрева плазмой. Предполагаем, что основным отличием подложек, обработанных абразивом Al_2O_3 или последовательно абразивом Al_2O_3 и стеклянными шариками, является разность в рельефе поверхности и ее удельной поверхности. Ранее нами установлено, что полученный после обработке абразивными частицами Al_2O_3 рельеф поверхности описывается значениями: R_a =18,6 мкм, R_z =105 мкм, удельная площадь рельефа = 52,4 мкм^2/мкм. После обработки стеклянными шариками эти параметры соответственно равны: 5,3 мкм, 41 мкм и 19,7 мкм^2/мкм. При одинаковой величине адгезии покрытия с подложкой уменьшение удельной поверхности подложки должно приводить к уменьшению несущей нагрузки, а, следовательно, к меньшей величине сдвиговой прочности, что и зафиксировали в экспериментах. Следует отметить и еще одно важное значение рельефа поверхности, он позволяет напыляемым частицам механически закрепиться на подложке и лучше сопротивляться термическим напряжениям, возникающим при охлаждении частиц. При увеличении времени нагрева подложки плазмой повышается ее температура, что переводит ее в более активное состояние, повышается степень химического взаимодействия между подложкой и напыляемыми частицами, увеличиваются значения когезии и адгезии, что определяет высокие значения сдвиговой прочности ТКП Ti покрытий, не смотря на их пористость 46%.

****

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПРОЦЕСС СПЕКАНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ПОРОШКОВ ТИТАНА.

Сенкевич К.С.

Россия, Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, ул. Оршанская, д.3, senkevichks@yandex.ru

Senkevich K.S.

The aim of this work was to study the effect of reversible alloying with hydrogen (thermohydrogenation processing, THT) on sintering of atomized titanium powders. Alloying with 0.2-0.8 wt. % hydrogen is established to beneficially affect the sintering of titanium powders. The effect is caused by phase transformations occurring upon hydrogenation and dehydrogenation of powders and substantially intensifying the low-temperature sintering at 800-900˚C.

При создании пористых имплантатов часто используют сферические порошки титана, получаемые различными методами распыления расплава. При получении пористых материалов из сферических порошков используют электроискровое спекание, селективное лазерное плавление, инжекционное формование и вакуумное спекание. Наиболее простым способом получения пористых материалов является вакуумное спекание, однако серьезным недостатком этого метода является высокие температуры (до 1350˚С) и длительное время (до 10 часов) этого процесса. Для повышения эффективности технологий получения и обработки титановых сплавов широко исследуется термоводородная обработка, включающая наводороживание титановых сплавов до различных концентраций водорода, проведение требуемых операций – обработка давлением, диффузионная сварка, резание и др., и затем обезводороживание [1]. В порошковой металлургии для получения различных титановых сплавов из исходных порошковых компонентов применяется добавка гидрида титана, термическое разложение которой способствует активации процесса спекания [2]. Роль водорода при спекании распыленных, сферических порошков мало изучена. Целью настоящей работы является установить влияние водорода на спекание быстрозакаленных порошков титана.

Исследование проводили на порошках из сплава ВТ1-0. Размер порошков составлял 250-300 мкм. Наводороживание осуществляли в установке Сивертса до концентраций 0,2; 0,4 и 0,8 масс.% Н при температуре 800 и 900˚С. После поглощения титаном водорода осуществляли спекание порошка в наводороженном состоянии в течение 1 часа в замкнутой вакуумной камере, без откачки водорода. Спекание порошков в исходном состоянии осуществляли также при 800 и 900˚С в течение 1 и 2 часов

в вакуумной печи. Микроструктуру изучали на оптическом микроскопе Олимпус, а анализ размера спеченных контактов после разрушения пористых спеченных образцов – на сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta 600 FEG. Для измерения диаметра спечённых контактов пористые образцы раскрашивали или раскалывали. Фазовый состав титановых порошков в исходном и наводороженном состояниях изучали при рентгеноструктурном анализе на установке Дрон (Russia). Методом ДТА изучали фазовые превращения, проходящие при нагреве в порошках (рис. 1).

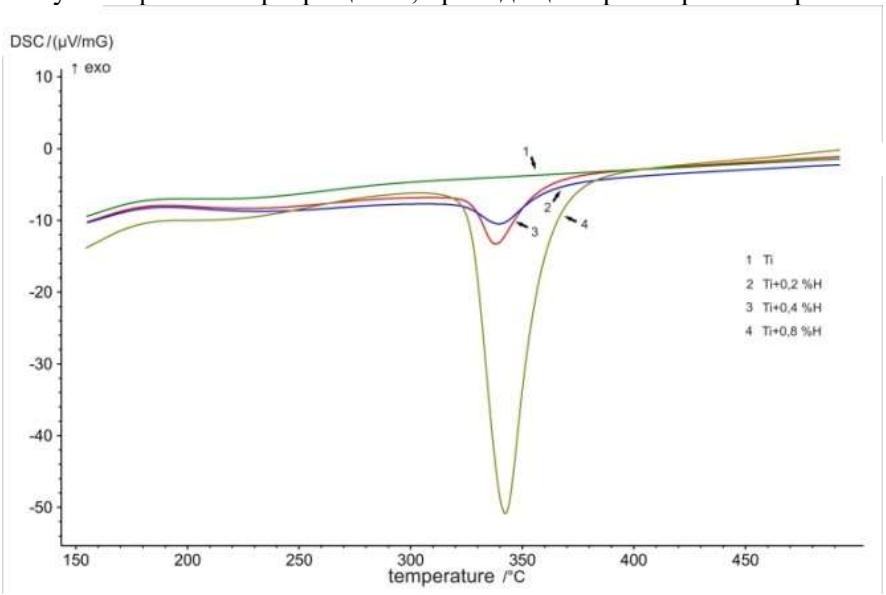


Рис. 1 Кривые нагрева ДТА порошков титана в различном состоянии (исходное и наводороженное).

Установлено, что легирование водородом значительно улучшает качество спекания титановых порошков. Это видно при сравнении размеров контактов спеченных образцов, полученных из наводороженных и ненаводороженных титановых порошков (рис. 2). Положительное влияние водорода на процесс спекания титана связано с диффузионными и структурными процессами, происходящими при прохождении фазовых превращениях, связанных с наводороживанием и обезводороживанием титана - полиморфное α-Ti→β-Ti превращение, и эвтектоидное β-Ti→α-Ti+TiH_2 превращение. Водород оказывает положительное влияние на спекание на всех стадиях обработки порошка: при наводороживании и спекании, и последующем обезводороживании. Испытания на сжатие пористых цилиндрических образцов, полученных по двух способам – спекание исходных порошков титана в течение 2 часов при 900 ˚C, и спекание с 0,8 масс. % H и обезводороживание, также показали преимущество второго метода спекания. Прочность пористых наводороженных образцов примерно в полтора раза выше, чем спеченных без водорода.

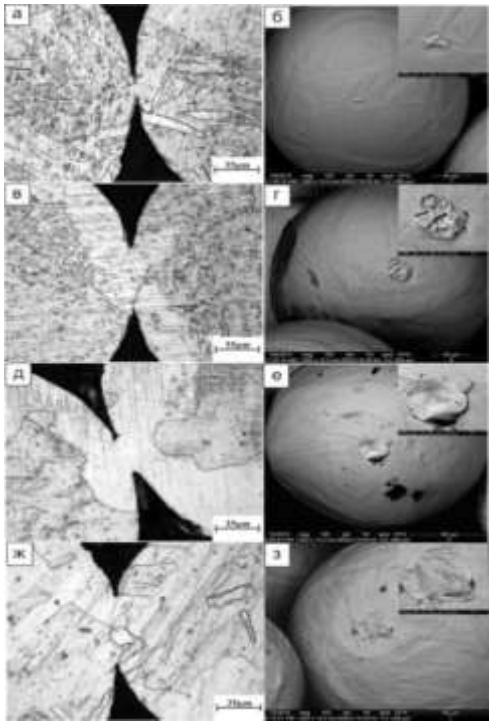


Рис. 2 Спеченные контакты и изломы пористых образцов из сплава ВТ1-0 после различных условий спекания: а и б - 800 ˚С, 2 часа; в и г - 800 ˚С, 2 часа (с водородом); д и е - 900 ˚С, 2 часа; ж и з - 900 ˚С, 2 часа (с водородом).

Литература.

1. Коллеров М.Ю., Шляпин С.Д., Сенкевич К.С., Казанцев А.А., Рунова Ю.Э. Использование термоводородной обработки при изготовлении пористых материалов и изделий из титановых волокон и проволоки // Металлург. 2015. №. 3. С. 61-66.

2. Сенкевич К.С., Скворцова С.В. Влияние термоводородной обработки на процессы порошковой металлургии и твердофазного соединения титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2012. № 2. С. 70-77.

*****

прочность и твердость получаемых термоэластопластов, но при этом увеличивается относительное удлинение. Сравнительный анализ полученных данных по физико-механическим показателям смесей с различными наполнителями, показал, что с повышением дисперсности наполнителя прочность композиций в ряду каолин<МТД-2<БС-100<Росил-175 увеличивается (рис.1). Так же из результатов исследования видно, что каолин и мел снижают твердость полученных ТЭП, а Росил-175 и БС-100 наоборот повышают и все наполнители снижают относительное удлинение ТЭП (рис. 2).

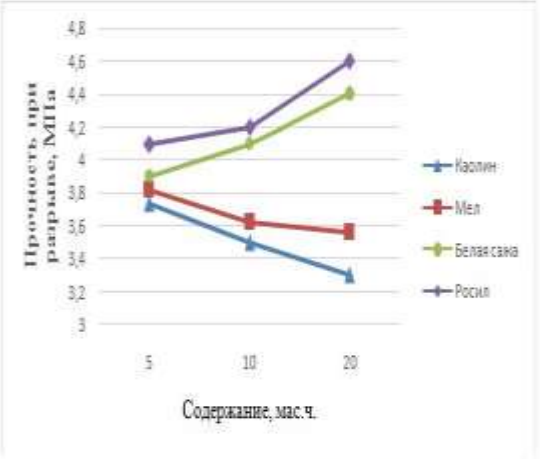


Рисунок 1 – Зависимость прочности при разрыве от содержания БК:ПЭ наполнитель

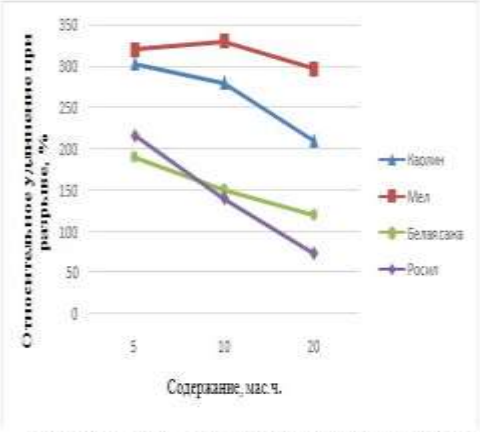


Рисунок 2 – Зависимость относительного удлинения при разрыве от содержания БК:ПЭ наполнитель

Повышение прочности при введении мелкодисперсных наполнителей, по-видимому, происходит благодаря образованию в результате взаимодействия частиц наполнителя друг с другом непрерывного армирующего каркаса. Каолин и МТД-2, имея менее развитую поверхность, обладают меньшим усиливающим эффектом.

Сравнительный анализ полученных физико-механических свойств смесей показал, что самой оптимальной рецептурой является БК:ПЭ:каолин.

Однако одним из главных показателей пробок является твердость изделий и оптимальной для автоматической укупорки считаются пробки с твердостью по Шору от 40 до 50 ед. На следующем этапе исследований для снижения твердости вводили пластификатор. В качестве пластификатора был выбран низкомолекулярный полиизобутилен, так как он разрешен для использования в медицине, хорошо совмещается с бутилкаучуком и не летит при высоких температурах.

Таблица 1 – Физико-механические показатели ТЭП

Прочность при разрыве, МПа	2,6
Твердость по Шору, Метод А, ед.	49
Относительное удлинение при разрыве, %	400
Остаточное удлинение при разрыве, %	190
Снижение твердости после старения при (120±1)°С в течение 3 час. по Шору, Метод А, ед.	3

Разработанный термоэластопласт медицинского назначения: БК:ПЭ:каолин:ПИБ-50 удовлетворяет санитарно-химическим требованиям к медицинским изделиям в соответствии с ГОСТ Р 52770-2007.

****

УСТОЙЧИВОСТЬ К ГИДРОЛИЗУ ПЛЕНОК ТЕРМОСТОЙКИХ АРОМАТИЧЕСКИХ ПОЛИИМИДОВ И НАНОКОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Быкова Е.Н., Гофман И.В.

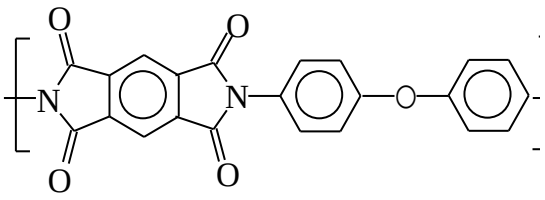
Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт высокомолекулярных соединений РАН, bykova.elena.n@gmail.com

Elena N. Bykova, Iosif V. Gofman

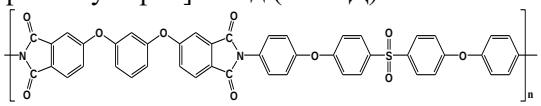
Changes in the mechanical and thermal properties of nanocomposite film materials based on heat-resistant aromatic polyimides filled with carbon nanocones/disks in the course of hydrolysis in aqueous alkali solutions have been studied.

В последние десять-пятнадцать лет большое внимание исследователей уделяется изучению возможностей повышения механических и термических характеристик полимерных материалов за счет введения наночастиц в матрицу полимера [1,2]. К настоящему времени накоплен довольно большой фактический материал о влиянии целого ряда различных наночастиц на механические и термические характеристики материалов на основе термостойких ароматических полиимидов [3]. Однако, наряду с несомненными успехами, достигнутыми в работах этого направления, к настоящему моменту нет системных исследований, рассматривающих влияние введения наночастиц в матрицу полиимидов различного химического состава элементарного звена полимера на стабильность свойств полученных материалов в условиях действия активных гидролизующих сред. Получение такой информации и являлось целью данной работы.

В качестве полимеров, на основе которых формировали нанокомпозитные пленки, использовали поли-4-4'-оксидифениленпиромеллитимид (ПМ) и поли-1,3-бис(3',4-дикарбоксифенокси) бензол [4,4'-бис (4'-N-фенокси) дифенилсульфон] имид (Р-СОД):



ПМ



Р-СОД

Для получения нанокомпозитных пленочных материалов на основе этих полиимидов в растворы форполимеров были введены углеродные наночастицы - наноконусы/диски (поставщик – Strem Chemicals, Inc.). Концентрация наночастиц в обоих случаях составляла 3 об. %. Гидролиз пленок проводили в концентрированном (30 %) растворе щелочи NaOH.

Данное исследование включало в себя изучение изменения механических и термических характеристик исследуемых пленок ПИ и нанокомпозитов на их основе при длительном воздействие гидролитически активной среды. Результаты исследования наглядно продемонстрировали существенные различия в уровне гидролитической устойчивости пленок ПИ: уровень гидролитической стабильности пленок ПМ и нанокомпозитов на его основе существенно ниже такового, характеризующего пленки Р-СОД и нанокомпозитов на его основе (Рис.1).

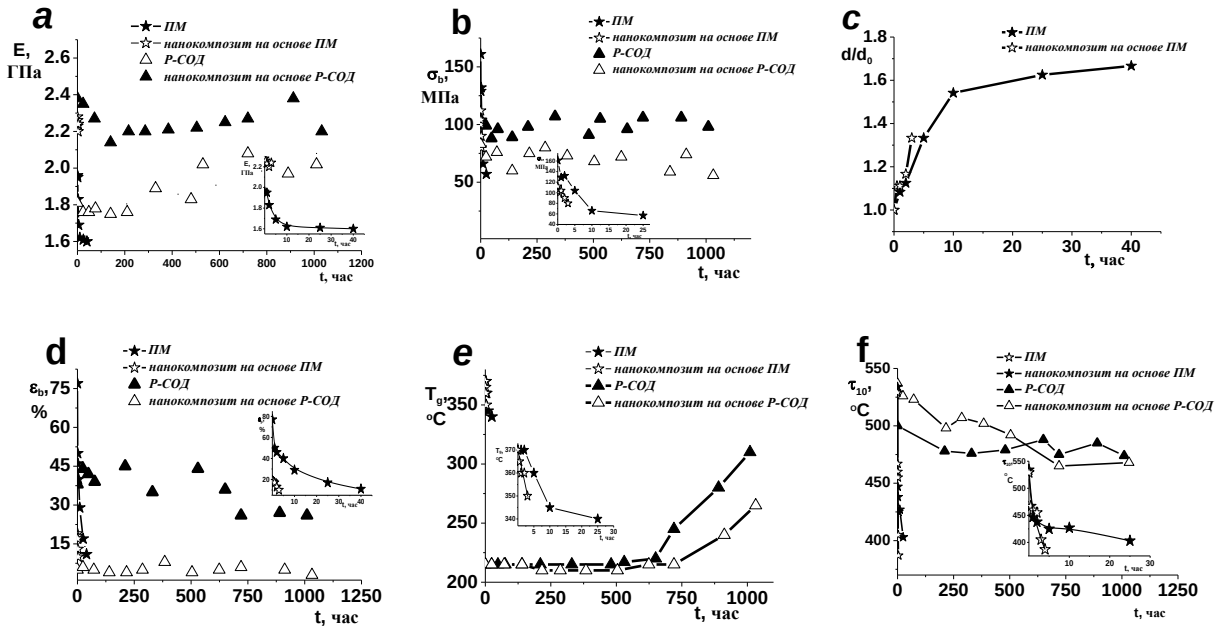


Рис.1. Зависимости: ***a*** *- модуля упругости E,* ***b*** *- прочности* σ_b*,* ***c*** *– относительной толщины* d/d_0*,* ***d*** *- предельной деформации до разрушения* ε_b*,* ***e*** *– температуры стеклования* T_g *и* ***f*** *– показателя термостойкости* τ_{10} *испытанных пленок от длительности гидролиза t.*

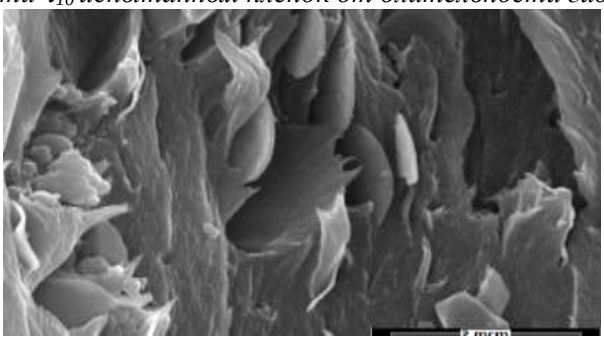


Рис.2. Электронная микрофотография хрупкого скола нанокомпозитной пленки на основе полиимида ПМ.

Введение наночастиц в полиимид ПМ привело к снижению ресурса работоспособности материала в гидролитически активной среде, а у полиимида Р-СОД подобного эффекта не наблюдалось. С увеличением длительности гидролиза пленки ПМ и нанокомпозиты на их основе значительно набухают, причем для нанокомпозитных пленок наблюдается последовательное ускорение процесса набухания по мере увеличения длительности гидролиза (Рис.1 (c)). Пленки Р-СОД и нанокомпозиты на их основе за 1000 часов набухали незначительно. Явное набухание пленок в процессе выдержки в щелочной среде, зафиксированное в наших опытах, свидетельствует об интенсивной диффузии гидролизующего агента в объем полимера. Данный факт можно объяснить тем, что введение наночастиц в матрицу полиимида ПМ привело к увеличению пористости. Это предположение подтверждается результатами денситометрических исследований: плотность исходной пленки ПМ оказалась равна 1.3995 г/см^3, что определенно меньше ожидаемой величины (1.411 г/см^3), полученной путем расчета по методу атомных инкрементов [4] и электронными микрофотографиями хрупких сколов нанокомпозитных пленок (Рис.2.). Появление такого избыточного свободного объема, локализованного на границах «полимер-наполнитель», приводит к дальнейшему снижению стабильности механических и термических характеристик нанокомпозитной пленки по сравнению с пленкой исходного ПИ. Учитывая данный факт, увеличение уровня стабильности механических и термических характеристик полиимидного и нанокомпозитного материала можно добиться за счет увеличения средней плотности упаковки.

Установлено, что одним из основных факторов, определяющих уровень гидролитической стабильности полиимидных пленочных материалов, является плотность упаковки макромолекул. Интенсивность процессов деструкции полиимидных материалов под действием гидролизующих сред можно варьировать в широких пределах за счет оптимизации химической структуры этих полимеров.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (государственный контракт No 14. Z50.31.0002).

Литература:

1.Hussain F., Hojjati M., Okamoto M., Gorga R. E. // J. Compos. Mat. 2006. V 40. N 17. P. 1511-1575.

2.Kasgöz H., Durmus A.// Polym. for Adv. Technol. 2008. V. 19. N 7. P. 838-845.

3.И. В. Гофман, Е. М. Иванькова, И. В. Абалов, В. Е. Смирнова, Е. Н. Попова, O. Orell, J. Vuorinen, В. Е. Юдин// Высокомолек. соед., серия А, 2016, том 58, № 1, с. 73–81.

4.A.A. Askadskii. Computational materials science of polymers. Cambridge International Science Publishing. 2005. 317 p.

****

ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ ЦИРКОНО-ИТТЕРБИЕВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Волченкова В.А, Казенас Е.К., Андреева Н.А., Дегтярёва А.П., Овчинникова О.А., Паунов А.К., Пенкина Т.Н., Родионова С.К., Смирнова В.Б., Фомина А.А., Яшукова В.Н., Подзорова Л. И.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), e-mail:*volch.v.a@mail.ru

ELEMENT ANALYSIS OF ZIRCONO-YTTERBIUM OF CERAMIC MATERIALS OF MEDICAL APPLICATION

Volchenkova V.A., Kazenas E.K., Andreeva N.A., Degtyareva A.P., OvchinnikovaO.A., Paunov A.K., Penkina T.N., Rodionova S.K., Smirnova V.B., Fomina A.A.,Yashukova V.N., Podzorova L.I.

Using AES-ICP and AAS were developed methods for quantitative determination of main components and impurities in zircono-ytterbium of ceramic materials of medical setting without prior separation of the matrix to determine simultaneously a large set of elements in a wide range of concentrations from $1 \cdot 10^{-3}$ to $n \cdot 10\%$ with good metrological characteristics. The relative standard deviation (S_r) is less then 0,2.

В настоящей работе представлены результаты по разработке методик элементного анализа керамических материалах состава: ZrO_2–Yb_2O_3. Мы использовали многоэлементный метод анализа - атомно-эмиссионную спектрометрию с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИСП). Для выполнения анализа методом АЭС с ИСП необходимо переведение анализируемых образцов в раствор. Изучаемые цирконо-иттербиевые материалы являются достаточно сложными объектами исследования из-за трудностей переведения образцов в раствор и получения устойчивых растворов высоких концентраций легко гидролизующихся элементов циркония и гафния. Найдены оптимальные схемы растворения образцов и способы удержания элементов в растворе. Наиболее эффективным оказалось автоклавное микроволновое растворение с использованием модуля MARS 5 (фирмы CEM Corporation, США). Исследования проводились на последовательном атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой фирмы «HORIBA JOBIN YVON» – модель «ULTIMA 2» (Франция-Япония). Выбраны свободные от спектральных наложений матричных элементов (Zr и Yb) аналитические линии для определения примесных элементов и рассчитаны пределы их обнаружения. Пределы обнаружения на фоне 500 ppm циркония и 200 ppm иттербия значительно отличаются от таковых в чистых растворах и не в лучшую сторону. Цирконий имеет богатый спектр и его потенциальные спектральные влияния высоки. Увеличение концентрации и Zr и Yb до 100 ppm не влияло на аналитические сигналы примесных элементов при их содержании более 10 ppb. Картина влияния матричных элементов Zr и Yb не одинакова для разных примесных элементов. Для устранения помех, обусловленных изменяющейся концентрацией матричного элемента циркония (иттербия) использовали метод интерактивного согласования матрицы. Изучены взаимные влияния определяемых элементов: при содержаниях элементов до 10 ppm взаимные влияния не проявляются. На фоне сложных матриц особенно затруднено определение элементов вблизи пределов их обнаружения. При определении элементов вблизи пределов их обнаружения (5ppb) на их аналитические сигналы начинают влиять и другие элементы-примеси (при их содержании более 10 ppm). Для учета влияния матриц использовали метод аппроксимации многомерными сплайнами для построения калибровочных функций с различными множествами матричных эффектов. По разработанным программам проводился анализ проб. В таблице представлены результаты определения содержаний основных и примесных элементов в керамических образцах. Из-за отсутствия стандартных образцов для подтверждения правильности полученных результатов определения элементов проводили их сравнение с данными масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой (МС с ИСП) или атомно-абсорбционной спектрометрии (ААС). Получена хорошая сходимость результатов определения разными методами.

Новые методики, позволили осуществлять экспрессный химический контроль содержания вредных (Cr, Cd, Li, Pb), «красящих» (Co, Cu, Fe, Mn, Ni,) и функциональных (Al, Ba, Ca, Ce , Hf, K, Mg, Na, Sr, Y, Yb, Zn, Zr) примесей в цирконо-иттербиевых керамических материалах и определять в них указанные элементы в широком диапазоне концентраций от 10^{-3} до $n \cdot 10\%$ без предварительного отделения матрицы из ограниченного количества материала (от 1 мг) с хорошими метрологическими

характеристиками. Относительное стандартное отклонение (S_r) составляет 0,05-0,005 при содержании элементов от 1 до 70% и не превышает 0,15 при содержании элементов от 0,001 до 0,1%. Обеспечен аналитический контроль исследований по разработке керамических биоматериалов нового поколения.

Таблица. Результаты определения содержания элементов в порошках цирконо--иттербиевой керамики, полученные различными методами (n = 10; P = 0,95)

Элемент	Образец №544				Образец №101			
	АЭС с ИСП		Другие методы анализа		АЭС с ИСП		Другие методы анализа	
	Масс. сод., %	S_r	Масс. сод., %	S_r	Масс. сод., %	S_r	Масс. сод., %	S_r
Zr	54,4	0,005	54,6	0,005	64,9	0,005	64,6	0,005
Yb	8,75	0,10	0,0071	0,10	5,15	0,10	5,19	0,10
Ce	4,7	0,01	14,4	0,01	<0,001	0,01	<0,001	0,01
Hf	0,90	0,05	0,93	0,05	1,16	0,05	1,12	0,05
Ag	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Al	0,34	0,07	0,34	0,07	0,36	0,07	0,38	0,07
Ba	0,051	0,10	0,050	0,10	0,047	0,10	0,049	0,10
Be	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
Bi	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Ca	0,29	0,08	0,28	0,08	0,0040	0,08	0,0044	0,08
Cd	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
Co	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
Cr	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
Cu	0,013	0,10	0,015	0,10	0,0083	0,10	0,0080	0,10
Fe	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
K	0,0049	0,12	0,0042	0,13	0,019	0,12	0,021	0,12
Li	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
Mg	0,051	0,09	0,056	0,09	0,024	0,09	0,020	0,09
Mn	<0,001	0,13	<0,001	0,13	0,0017	0,13	0,0015	0,13
Mo	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13	<0,001	0,13
Na	0,055	0,10	0,059	0,13	0,089	0,10	0,086	0,10
Ni	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Pb	<0,001	0,15	<0,001	0,15	0,0041	0,15	0,0045	0,15
Si	0,15	0,10	0,14	0,10	0,098	0,10	0,10	0,10
Sn	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Sr	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Ti	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Y	0,018	0,04	0,018	0,04	0,0031	0,04	0,0034	0,04
V	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15
Zn	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15	<0,001	0,15

****

МЕХАНОТЕРМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДИСПЕРСНОГО КОМПОЗИТА AL-ALB_2-B

Артюх В.А. [1], Юсупов В.С. [1], Зеленский В.А. [1], Холин М.С. [1],
Перкас М.М. [1], Белелюбский Б.Ф. [1],
[1]Россия, Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова РАН,
vlartukh@mail.ru

MECHANOTHERMIC SYNTHESIS OF THE DISPERSE COMPOSITE AL-ALB_2-B

[1]Artyukh V.A., [1]Yusupov V.S., [1]Zelensky V.A., [1]Kholin M.S., [1]Perkas M.M., [1]Belelyubsky BF
[1]Russia, Institute of Metallurgy and Material Science A.A.Baikova, Academy of Sciences,
vlartukh@mail.ru

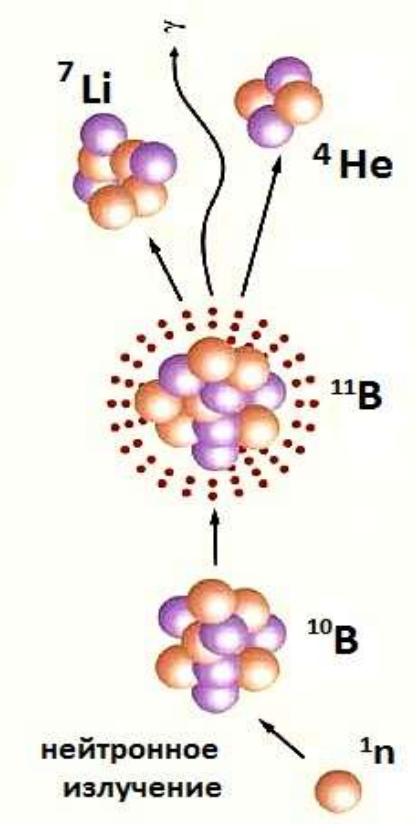
Аннотация к тезисам: Исследована возможность получения методом механотермического синтеза дисперсного композита Al-B в качестве защитного материала с высокой нейтронзахватывающей способностью. Представлены новые экспериментальные данные по режимам изготовления дисперсного композита Al-AlB2-B и его структурно-фазовый состав.

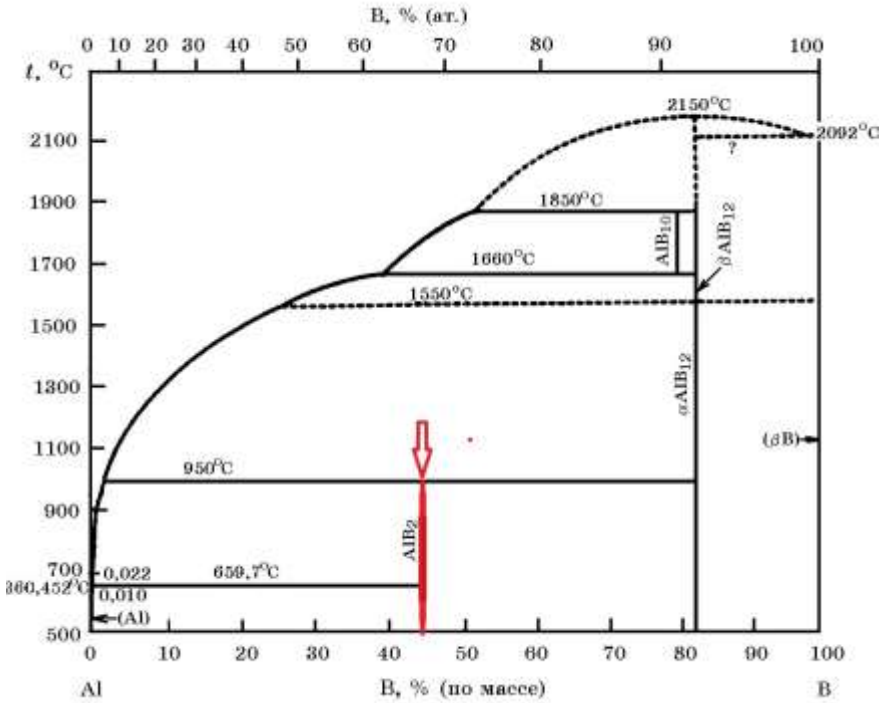
The results of experimental studies of the mechanothermic synthesis of the disperse composite Al-AlB_2-B are presented. A description of the technology, production modes and structure of the composite

Целью исследований является экспериментальное исследование возможности получения методом механотермического синтеза дисперсного композита Al-B в качестве защитного материала с высокой нейтронзахватывающей способностью (рис.1а) [1-5].

Механотермический способ состоит из двух технологических этапов [6-8]: 1) механическое легирование композиционнх порошков Al-B в планетарной мельнице и 2) термосинтез композита Al-AlB_2-B посредством отжига. Согласно диаграмме фазового равновесного состояния систем Al-B (рис.1б), интерметаллид AlB_2 содержит приблизительно 56%Al и 44%B по массе. В данных исследованиях весовое соотношение брутто-состава порошков было выбрано 60%Al и 40%B.

В качестве прекурсоров использовались порошки алюминия технической чистоты (не менее 99,5%) фракции 150мкм и порошки кристаллического бора полученного размолом борных волокон до фракций -40мкм.





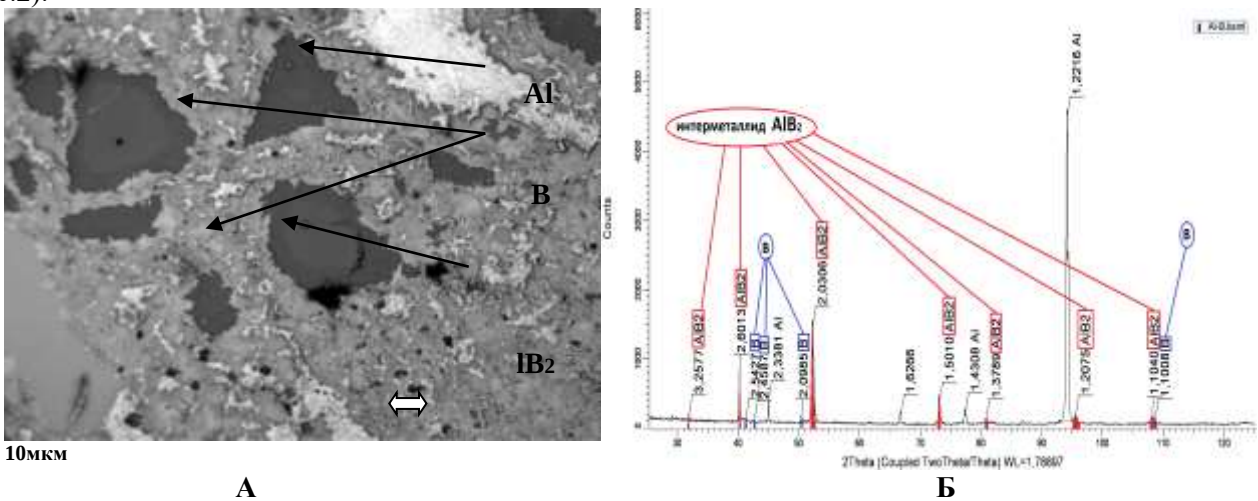
А Б

Рис.1. Схема захвата нейтрона [10]B с образованием изотопа [11]B и последующим синтезом (А);

Б - диаграммы равновесного состояния системы Al-B.

Механическое легирование (смешивание прекурсоров и их помол) осуществлялось в мельнице планетарного типа РМ 400 со стальными шарами (рабочие тела) при интенсивности 200-300 об/мин в атмосфере воздуха с весовым соотношением «шары : прекурсоры» равном 5:1 и длительность помола 15-30 минут.

Термосинтез (вакуумная печь СШВЭ-1.2,5/25) производился в течении 30мин при 900°С. Структурно-фазовый состав полученного дисперсного композита Al-AlB_2-B исследовали металлографическими методами (оптический микроскоп Olympus GX51) с оценкой микротвёрдости (микротвердомер EMCO•TEST DuraScan70) и РФА (рентгеновский дифрактометр BRUKER D8 ADVANCE). Экспериментально была оценена структура композита и идентифицированы Al, AlB_2 и B (рис.2).



А **Б**

*Рис.2. Структурно-фазовый состав дисперсного композита Al-AlB_2-B: **А**- микроструктура x1000*

***Б** – рентгенограмма РФА.*

Представленные экспериментальные данные демонстрируют возможности получения дисперсных композиционных материалов (металлическая матрица – интерметаллид) типа Al-AlB_2-B механотермическим способом. Исследуемый материал является перспективным, альтернативным (подобно B_4C) и востребованным в практическом его применении для защитных элементов конструкций с высокими нейтронзахватывающими свойствами в частности для государственной корпорации по атомной энергии «Росатома».

Данная инициативная работа выполнена по плану НИР 2017-19гг. лаборатории Пластической деформации металлических материалов ИМЕТ РАН.

Литература

1. Машкович В.П., Кудрявцева А.В. Защита от ионизирующих излучений: Справочник. -М: Энергоатомиздат, 1995. – 494с.

2. Рисований В.Д, Захаров А.В., Клочков Е.П. Поглощающие материалы и органы регулирования ядерных реакторов. -М.: Издательский дом МЭИ, 2012. -392 с.

3. Рисований В.Д., Захаров А.В., Клочков Е.П., Гусева Т.М. Бор в ядерной технике. 2е, перераб. и доп. Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. -668 с.

4. Таскаев С.Ю., Каныгин В.В. Бор-нейтронозахватная терапия. Новосибирск: Издательство СО РАН, 2016. - 216 с.

5. Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Лаппо С.И. Боросодержащие стали и сплавы. –М.: Металлургия, 1986. -192с.

6. Получение интерметаллидов Al-Fe и Al-Co твёрдофазным методом. Артюх В.А., Юсупов В.С., Алымов М.И., Зеленский В.А. Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN 2015. Москва, 12-13 ноября 2015г./ Сборник материалов.–М.: ИМЕТ РАН, 2015, с.418-419.

7. Твёрдофазный синтез интерметаллидов Al13Co4 , Al13Fe4 И Al13Co2Fe2. Артюх В.А., Нипан Г.Д., Юсупов В.С. // Доклады Академии наук. Химия, 2016. Т.471 ,№ 4, с.430-432

8. Механохимический синтез алюминидов кобальта, железа и титана. Артюх В.А., Нипан Г.Д.,Юсупов В.С. Перспективные материалы. 2017. №1, с.69-73.

****

ВЛИЯНИЕ Г-ОБЛУЧЕНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПРОЧНОСТЬ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Антонова О.С.[1], Смирнов В.В.[1], Кочанов Г.П.[1], Смирнов С.В.[1], Занин А.А.[2], Баринов С.М.[1]

[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия, osantonova@yandex.ru

[2]Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия

INFLUENCE OF Γ-IRRADIATION ON THE PHASE COMPOSITION AND STRENGTH OF ZIRCONIA CERAMICS

Antonova O.S., Smirnov V.V., Kochanov G.P., Smirnov S.V., Zanin A.A., Barinov S.M.

[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия, osantonova@yandex.ru

[2]Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия

Получены образцы ZrO_2 керамики, подвергнутые опреции гамма-облучения с различными дозами облучения. Показано, что спекание интенсифицируется под действием облучения за счет увеличения дефектности структуры. Выявлено, что под действием облучения изменения фазового состава, параметров кристаллической ячейки, областей когерентного рассеяния имеют колебательный характер. При этом облучение в большей степени влияет на моноклинную фазу и в меньшей на тетрагональную, с увеличением поглощенной дозы наблюдается тенденция к увеличению количества аморфной фазы. Показано, что небольшие поглощенные дозы облучения способствуют снижению моноклинной фазы и получению однородной структуры для материалов, спеченных при высоких температурах.

Диоксидциркониевая керамика благодаря высоким значениям своих прочностных характеристик широко применяется в качестве особо ответственных элементов конструкций для машиностроения и авиакосмической техники. Также, из нее изготавливают медицинские инструменты и имплантаты, что объясняется ее высокой химической стойкостью и износостойкостью.

Одним из основных условий для получения наноразмерной плотной керамики является максимальное снижение скорости рекристаллизационного процесса при спекании. Для чего следует уменьшить температуру и время спекания. Одним из известных методов, соответствующих данному требованию, является спекание керамики в высокочастотных волнах. В настоящее время получило широкое распространение СВЧ-спекание оксидных керамических материалов, при этом возможно снизить температуру спекания на 200-300 °С и получить мелкокристаллическую структуру. Можно предположить, что процесс спекания будет интенсифицироваться с использованием более коротковолновых излучений. Однако подобные исследования в литературе не известны.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния радиационной гамма-обработки на спекание, формирование фазового состава керамики на основе диоксида циркония.

Порошки ZrO_2 получали методом химического осаждения из водных растворов $ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$. В качестве стабиллизирующей добавки использовали оксид иттрия. Оксид иттрия вводили на стадии синтеза в виде хлорида иттрия. Порошки ZrO_2 были скомпактированы в балочки размером 40х4х4 мм при давлении 100 МПа. Все образцы подверглись термообработке при 1100 °С. Полученные пористые образцы были разделены на 5 партий. 4 партии образцов подверглись операции облучения в кобальтовом реакторе с мощностью дозы 0,128 Гр/с по ферросульфатному дозиметру на разные сроки выдержки от 19 до 522 часов, поглощенные дозы составляли от 8,8 до 240,5 кГр, соответственно. Пятая партия была выделена как контрольная и операции облучения не подвергалась. Все образцы (контрольные и облученные) после операции облучения подверглись повторной термообработке при температурах 1300-1640 °С.

Было выявлено, что под действием облучения изменения фазового состава, параметров кристаллической ячейки, областей когерентного рассеяния имеют колебательный характер. При этом

облучение в большей степени влияет на моноклинную фазу и в меньшей на тетрагональную, с увеличением поглощенной дозы наблюдается тенденция к увеличению количества аморфной фазы. Показано, что небольшие поглощенные дозы облучения способствуют снижению моноклинной фазы и получению однородной структуры для материалов, спеченных при высоких температурах. Это позволило повысить прочность при изгибе на 40 % (770 МПа) по сравнению с контрольными образцами (540 МПа).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 16-38-00686 мол_а.

Список литературы

1. Weber W.J. Ewing R. C., Catlow C. R. A., Diaz de la Rubia T., Hobbs L. W., Kinoshita C., Matzke H., Motta A. T., Nastasi M. // J. Mater. Res. 1998. V. 13. № 6. P. 1434 – 1484

2. Ahmed M.A., Ateia E., Salem F.M. // J Mater Sci 2007. № 42. P. 3651–3660

3. Hemeda O.M., El-Saadawy M. // J Magnetism and Magnetic Materials 2003. V. 256. P. 63–68

****

МИКРОСТРУКТУРА КОМПОЗИТА С (TI–AL)-МАТРИЦЕЙ И САПФИРОВЫМИ ВОЛОКНАМИ, ИЗГОТОВЛЕННОГО ПО ТВЕРДОФАЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Коржов В.П., Курлов В.Н., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

korzhov@issp.ac.ru

В работе исследуется жаропрочный композит с (Ti–Al)-матрицей, армированной сапфировыми волокнами, полученный твердофазным методом. Суть метода заключалась в диффузионной сварке многослойного пакета, собранного из 4-блоков (рис. 1), каждый из которых содержал Al-фольгу толщиной 40 *мкм*, служащей подложкой для покрытия из Ti-порошка, слой сапфировых волокон диаметром 0,34 ± 0,04 *мм* и Al-фольгу толщиной 18 *мкм* (рис. 2). После сварки пакет представлял собой композит, состоявший из двух структурных составляющих – (Ti–Al)-матрицы и упрочняющих ее волокон Al_2O_3 (рис. 3). Матрица формировалась в процессе диффузионной сварки (ДС) под давлением. Режим ДС на завершающем этапе: 1200°C в течение 1 *ч* при ~15 *МПа*.

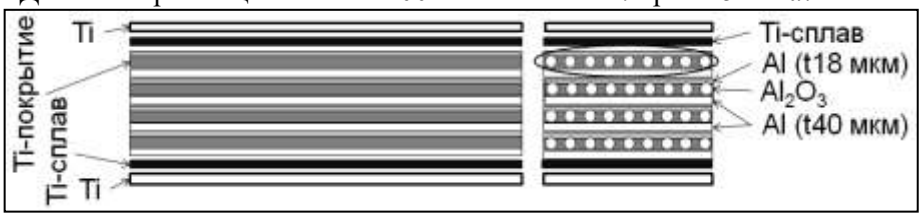


Рис. 1. Схематический рисунок собранного пакета. Снаружи пакет ограничен фольгами титана и Ti-сплава (Ti–Cr–Mo–Al). Овалом обозначен отдельный блок из Al-фольг, Ti-покрытия и волокон

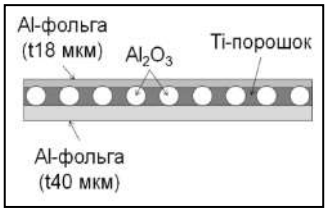
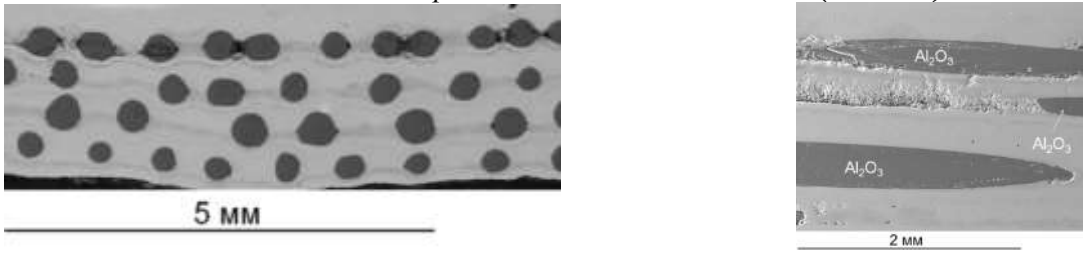


Рис. 2. Схема-изображение отдельного блока Al/(Ti–Al_2O_3)/Al



а *б*

Рис. 3. Макроструктура поперечного (а) и продольного (б) сечения композита (Ti–Al)/Al_2O_3

после ДС

Исследования микроструктуры показали, что волокна Al_2O_3, если и взаимодействуют с матрицей, то незначительно. По результатам спектрального анализа они окружены интерметаллидами Ti с Al. В контакте с волокном находится эквиатомное химическое соединение (Ti,Me)(Al,Si) ≡ $(Ti,Me)_{1,069}(Al,Si)_{0,931}$, и по мере удаления от волокна – соединение $(Ti,Me)_3(Al,Si)$ различных составов: $(Ti,Me)_{2,647}(Al,Si)_{1,354}$, и $(Ti,Me)_{3,077}(Al,Si)_{0,923}$, где Me = Cr, Fe и Mo. Оказалось так, что волокна армируют интерметаллиды. В качестве трещиностойкой структурной составляющей в матрице присутствуют слои из Ti-сплава с содержанием от 96,9 до 97,4 ат.%Ti.

Важным результатом является отсутствие пор в сформировавшейся матрице.

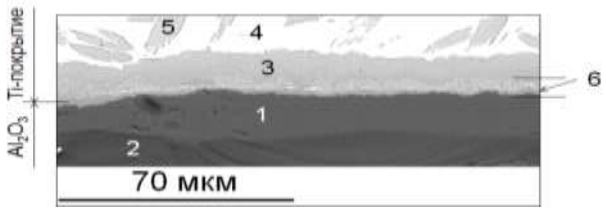


Рис. 4. Микроструктура матрицы вблизи волокна: 1 – слой волокна с ~0,6 ат.%(Si, Ti и Me); 2 – Al_2O_3; 3–5 – структурные составляющие матрицы; 6 – зона взаимодействия между волокном и матрицей из (Ti,Me)(Al,Si), $(Ti,Me)_3(Al,Si)$ и Ti_3O или Ti_2O

Очень вероятно, что твердофазным способом можно получать волокнистые композиты с матрицами более тугоплавких, чем титан, металлов, например, ниобия и молибдена, упрочнённых оксидными волокнами с более высокими, чем у сапфира, температурами плавления.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УПРУГОСТИ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ МОНЕТИТА И ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО ДИОКСИДА КРЕМНИЯ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Сыч Е.Е., Безимянный Ю.Г., Козирацкий Е.А., Комаров К.А.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, lena_sych@ukr.net

INVESTIGATION OF ELASTICITY CHARACTERISTICS OF CERAMICS BASED ON MONETITE AND FINE-GRAINED SILICA BY ACOUSTIC METHOD

Sych O., Bezimyanniy Yu., Kozirackiy E., Komarov K.

In the present paper a calcium phosphate ceramics based on monetite and fine-grained silica (5-15 wt.%) have been prepared at temperature 500 °C. Prepared ceramics have the porosity equal to 43.5-46.8 %. It was established that elasticity characteristics of the ceramics samples evaluated by acoustic method practically did not depend on composition and is equal to 3-4 GPa.

Акустический метод является одним из методов неразрушающего контроля свойств материала, который позволяет без разрушения образцов оценить структурно-механические свойства, являющиеся определяющими при выборе области применения функциональной керамики, в том числе медицинского назначения.

В нашей предыдущей работе [1] было показано, что добавление высокодисперсного диоксида кремния в количестве 5-15 мас. % к монетиту $CaHPO_4$ при спекании приводит к фазовым превращениям и твердофазным реакциям, в результате чего образовывается многофазная керамика, содержащая β-пирофосфат кальция (β-$Ca_2P_2O_7$), волластонит $CaSiO_3$ и примеси β-трикальцийфосфата β-$Ca_3(PO_4)_2$. Показано, что увеличение количества SiO_2в исходном составе приводит к формированию более равномерной пористой структуры и в 4 раза уменьшает минимальный размер пор в керамике при общей пористости 43,5-46,8 %. Установлено, что увеличение содержания диоксида кремния приводит к росту прочности от 16 до 24 МПа за счет фазовых превращений и реакций, которые происходят при спекании, что создает дополнительный эффект связывания зерен и упрочнения материала. Показана перспективность такой керамики для применении в медицине.

Целью данной работы было оценить характеристику упругости керамики, полученной на основе монетита и высокодисперсного диоксида кремния.

Цилиндрические образцы керамики были изготовлены с использованием монетита ($CaHPO_4$), синтезированного методом химического осаждения из растворов [1], высокодисперсного химически чистого (содержание SiO_2 > 99 %) порошка диоксида кремния (SiO_2), полученного термообработкой отходов карборундовых электродов в солнечных печах [2]. Порошки $CaHPO_4$ и SiO_2 (5, 10 и 15 мас. %) смешивали и формировали образцы методом одностороннего прессования при 100 МПа с дальнейшим спекания в муфельной печи при 500 °С.

Определение динамических характеристик упругости керамики проводили по результатам измерения скорости распространения упругой волны, параметры которой выбирали с учетом особенностей структуры образцов, а скорость определяли по времени сквозного прохождения упругого импульса через исследуемый образец. Измерение времени проводили на частоте 0,6 МГц методом радиоимпульса с дискретной задержкой при ударном возбуждении преобразователя образцов керамики [3]. Погрешность измерений - 1,5 %.

На основе проведенных измерений было установлено, что характеристики упругости образцов керамики на основе монетита и высокодисперсного диоксида кремния практически не зависят от количества SiO_2 в исходном составе и составляют 3-4 ГПа.

Литература

1. Sych O. Ye., Pinchuk N. D. , Pasichnyi V. V. , et al. Structure and Properties of Ceramics Based on Monetite and Nanodispersed Silica // Powder Metallurgy And Metal Ceramics. – 2015. – Vol. 54, Issue 3. – P. 175-182.

2. Пасічний В.В., Остапенко С.О., Даниленко М.І. Дослідження процесу термічної переробки відходів карборунду в сонячній // Труды Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины «Современные проблемы физического материаловедения». Серия «Физико-химические основы технологии порошковых материалов». – 2012. – Випуск 21. – С. 164–170.

3. Безымянный Ю. Г. Акустическое отображение материалов с развитой мезоструктурой // Акустичний вісник. – 2006. – Т. 9, № 2.– С. 3–16.

****

ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРНО- ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ ВО ВНЕШНЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Эгамов М.Х.

Республика Таджикистан, Горно-металлургический институт Таджикистана, г. Чкаловск e-mail: egamov62@mail.ru

THE INVESTIGATION STRUCTURE OF POLYMER- LIQUID CRYSTALLINE FILMS IN AN EXTERNAL ELECTRIC FIELD

Egamov M.Kh.

Republic of Tajikistan, Mining Metallurgical Institute of Tajikistan, Chkalov town, e-mail: egamov62@mail.ru

The behavior of nematic droplets with positive anisotropy of the dielectric constant in an external constant electric field is in investigated. It is shown that the character of the restructuring is determined by the behavior of the topological defects in the droplets and depends on the boundary conditions. Two new effects are also observed in an external field close to critical: flicker of the droplets, comprising periodic changes of their structure, and coagulation of the droplets.

Наноразмерные капли нематических жидких кристаллов (НЖК), диспергированные в изотропные полимерные матрицы, проявляют ряд физических эффектов, обусловленных их упорядоченной структурой. Упорядочение молекул в объеме капель определяется типом мезофазы и граничными условиями ориентации молекул вблизи поверхности. Поэтому исследование структуры полимерно-жидкокристаллических композитов во внешнем электрическом поле имеет прикладное значение, поскольку они являются основой для создания устройств отображения информации нового типа. Опыты проводились для двух видов граничных условий: тангенциальный, когда директор

(преимущественная ориентация молекул жидкого кристалла) n расположен параллельно поверхности раздела и нормальный, когда директор перпендикулярен границе раздела фаз (полимер-нематик).

В качестве полимерной матрицы для обеспечения тангенциальных сцеплений были использованы поливиниловый спирт (ПВС), а для обеспечения нормального сцепления – поливинилбутираль (ПБ). Исследуемыми НЖК служили 4-n-пентил-4'-цианобифенил (5СБ) и 4-n-гептил-4'-цианобифенил (7СБ) с положительной анизотропии диэлектрической проницаемости $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{II} - \varepsilon_{\perp}$, где ε_{II} и $\varepsilon_{\perp}$ - компоненты проницаемости, направленные соответственно параллельно и перпендикулярно директору n. Диаметр капель НЖК в объеме полимерной матрицы варьировался в пределах 10-25 мкм, что позволяло с помощью поляризационного микроскопа POLAM-113M детально изучить характер изменения структуры капель под действием электрического поля.

В отсутствие электрического поля, каждая капля вне зависимости от вида полимерной матрицы, при наблюдении через микроскоп обнаруживает четыре прямые ветви погасания, место расположения которых, не изменяется при поворотах образца в вертикальной и горизонтальной плоскостях. При этом, капли имеют радиально-симметричные строение, в центре которой располагается точечный дефект. При подаче постоянного электрического поля в каплях нематика текстуры резко меняются: крест погасания заменяется сплошным диском погасания. Погасание обусловлено переориентацией линий директора вдоль напряженности электрического поля. В результате радиально-симметричная структура преобразуется в осесимметричную. При этом, на периферии капель НЖК остается светлая полоска, свидетельствующий о том, что вблизи экватора капли ориентация молекул остается неизменной, т.е. перпендикулярной поверхности. С топологической точки зрения это означает, что на поверхности капли образуется кольцо дисклинации. При снятии электрического поля осесимметричная структура моментально превращается в радиально-симметричную, поскольку в отсутствие внешнего электрического поля последняя энергетически более выгодна и для НЖК соответствует равновесному состоянию.

Таким образом, характер перестроек структуры капель НЖК во внешнем электрическом поле определяется типом граничных условий: ориентацией молекул на поверхности и формой самих капель. При нормальных граничных условиях происходит фазовый переход первого рода с изменением симметрии структуры. При тангенциальных условиях происходит переориентация исходной осесимметричной капли вдоль поля.

****

NANOCOMPOSITES BASED ON TRANSITION METAL DICHALCOGENIDE NANOSTRUCTURES AND PLASMONIC NANOPARTICLES: SYNTHESIS, STRUCTURE, OPTICAL AND SENSING PROPERTIES

Polyakov A. Yu

Russia, Lomonosov Moscow State University, Department of Materials Science, a.yu.polyakov@gmail.com

Nowadays transition metal dichalcogenides (TMDC) became a hot research topic due to their ability to form stable two-dimensional monolayers, closed-cage and nanotubular structures with unique physical and chemical properties. Among other TMDCs molybdenum and tungsten disulfides are the most studied and characterized. Recently, MoS_2 and WS_2 monolayers, nanosheet dispersions, nanotubes and onion-like nanostructures were obtained [1, 2]. Surface modification of disulfide nanostructures with metal and metal-oxide nanoparticles is known to enhance their catalytic and optoelectronic properties. For example, cobalt-decorated WS_2 nanotubes (NT-WS_2) were shown to be prospective hydrodesulfurization catalysts [3], whereas Pd/NT-WS_2 nanocomposites effectively catalyze cross-coupling (Heck and Suzuki) reactions [4]. At the same time, nanocomposites of MoS_2 and WS_2 nanotubes and onion-like nanostructures with plasmonic nanoparticles were not studied. Meanwhile, gold/silver-decorated carbon nanotubes possess promising non-linear optical properties, SERS activity, gas sensing behavior, etc [5, 6].

Within the present research a facile technique for decoration of MoS_2 and WS_2 nanostructures with gold nanoparticles was developed. Aqueous dispersion of disulfide platelets, nanotubes or nano-onions were added to the $HAuCl_4$ solutions at 100^{o}C without any supplementary reducing or stabilizing agents [7]. This method allowed formation of numerous gold nanoparticles with controllable size in the range of 5-30 nm on

disulfide surface. Important effect of surface defects on gold nanocrystals formation was shown. Similar technique was suggested to synthesize silver nanoparticles using $AgNO_3$ solutions. However, in this case severe Ag_2S admixtures were formed due to low solubility product of silver sulfide. $AgNO_3$ substitution by freshly prepared $[Ag(NH_3)_2]OH$ allowed to avoid this issue. Decoration of disulfide nanostructures with gold and silver nanoparticles resulted in appearance of plasmon resonance features in optical extinction spectra of disulfide nanostructures. Gold-decorated NT-WS_2 showed faster exciton decay in comparison with the pristine NT-WS_2, as confirmed by femtosecond transient absorption spectroscopy. This possibly indicates a charge transfer on the Au/disulfide interface. Sensing properties of prepared metal-disulfide nanocomposites towards oxidizing gases (nitrogen oxides) will also be discussed.

References

1.C. Tan, H. Zhang. Two-dimensional transition metal dichalcogenide nanosheet-based composites. Chem. Soc. Rev., 2015, 44, 2713-2731.

2.R. Tenne, L. Margulis, M. Genut, G. Hodes. Polyhedral and cylindrical structures of tungsten disulphide. Nature, 1992, 360, 444-446.

3.Y. Tsverin, R. Popovitz-Biro, Y. Feldman, R. Tenne. M.R. Komarneni, Z. Yu, A. Chakradhar, A. Sand, U. Burghaus. Synthesis and characterization of WS2 nanotube supported cobalt catalyst for hydrodesulfurization. Mat. Res. Bull., 2012, 47, 7, 1653-1660.

4.B. Višić, H. Cohen, R. Popovitz-Biro, R. Tenne, V.I. Sokolov, N.V. Abramova, A.G. Buyanovskaya, S.L. Dzvonkovskii, O.L. Lependina. Direct Synthesis of Palladium Catalyst on Supporting WS_2 Nanotubes and its Reactivity in Cross-Coupling Reactions. Chemistry, An Asian Journal, 2015, 10, 10, 2234–2239.

5.K.C. Chin, A. Gohel, W.Z. Chen, H.I. Elim, W. Ji, G.L. Chong, C.H. Sow, A.T.S. Wee. Gold and silver coated carbon nanotubes: An improved broad-band optical limiter. Chem. Phys. Lett., 2005, 409, 1–3, 85-88.

6.Z. Zanolli, R. Leghrib, A. Felten, J.-J. Pireaux, E. Llobet, J.-C. Charlie. Gas Sensing with Au-Decorated Carbon Nanotubes. ACS Nano, 2011, 5, 6, 4592–4599.

7.A.Yu. Polyakov, L. Yadgarov, R. Popovitz-Biro, V.A. Lebedev, I. Pinkas, R. Rosentsveig, Y. Feldman, A.E. Goldt, E.A. Goodilin, R. Tenne. Decoration of WS_2 Nanotubes and Fullerene-Like MoS_2 with Gold Nanoparticles. J. Phys. Chem. C, 2014, 118, 4, 2161–2169.

8.This research is supported by Stipend of Russian Federation President for young scientists and Ph.D. students (SP-4789.2015.1).

****

ПОЛИМЕРНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ ЦЕЛЛЮЛОЗА/ФУЛЛЕРЕН ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОГО ИЗВЛЕЧЕНИЯ ИОНОВ ТЯЖЕЛЫХ МЕТАЛЛОВ ИЗ ВОДНЫХ СРЕД

Алексеева О.В., Багровская Н.А., Носков А.В.

Институт химии растворов им. Г.А. Крестова РАН, Иваново, Россия

E-mail: avn@isc-ras.ru

POLYMERIC CELLULOSE/FULLERENE NANOCOMPOSITES FOR EFFECTIVE REMOVAL OF THE HEAVY METALS IONS FROM WATER MEDIA

Alekseeva O.V., Bagrovskaya N.A., Noskov A.V.

Cellulose was modified by impregnation of the polymer with a solution of C_{60} nanocarbon particles in *o*-xylene. Specific features of the sorption kinetics and equilibrium of Cu(II), Ni(II), and Cd(II) ions by cellulose and composite materials were researched. Pseudo-first- and pseudo-second-order kinetic models were used to determine the quantitative characteristics of process. It was demonstrated that the sorption efficiency of metal ions by fullerene-containing cellulose substantially increased.

Одним из перспективных направлений в области полимерного материаловедения является создание новых композиционных материалов на основе органо-неорганических систем различной природы. Особый интерес представляют полимерные нанокомпозиты, которые сочетают свойства полимерной матрицы и наночастиц наполнителя и обладают улучшенными физико-химическими свойствами. Например, модификация ряда природных и синтетических полимеров углеродными

наночастицами (фуллерены, графен, нанотрубки) усиливает их прочность, термо- и огнестойкость, сорбционную способность.

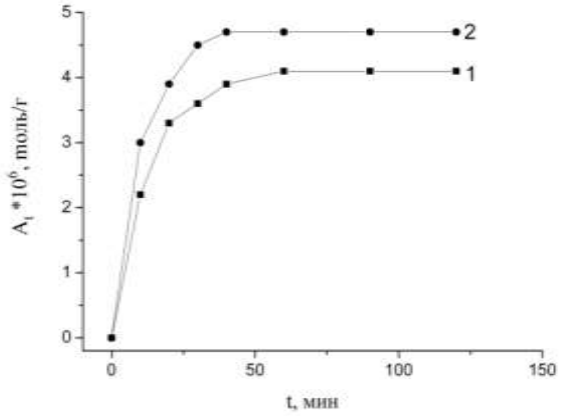


Рис. Кинетические кривые сорбции ионов меди: 1 - на целлюлозе; 2 – на композите целлюлоза/фуллере

Цель данной работы – получение композитов целлюлоза/C_{60} и исследование их сорбционной активности по отношению к ионам Cu(II), Ni(II) и Cd(II).

Модифицирование целлюлозы фуллереном проводили методом импрегнирования. Кинетика и равновесие процесса сорбции тяжелых металлов на образцах исходной и модифицированной целлюлозы были исследованы в статических условиях при 293К.

Установлено, что введение в целлюлозу 0.38 мас. % фуллерена способствует увеличению скорости сорбционного процесса на композите по сравнению с немодифицированным образцом, о чем свидетельствует сокращение времени достижения равновесия для ионов меди (рисунок) и кадмия. В то же время в случае ионов никеля следует отметить близость значений сорбционно-кинетических характеристик для образцов исходного полимера и композита.

Полученные кинетические кривые были обработаны с использованием математических моделей реакций псевдопервого и псевдовторого порядков. Были определены значения равновесных концентраций сорбированных ионов и величины констант скорости реакции. Изотермы сорбции ионов меди на исследуемых сорбентах из водных растворов $CuSO_4$ были получены и обработаны на основе моделей Ленгмюра и Генри.

Таким образом, введение добавок фуллеренов в матрицу целлюлозы позволяет получить полимерные материалы с улучшенными сорбционными свойствами, способными извлекать ионы меди, никеля и кадмия из водных растворов солей.

Работа поддержана РФФИ (грант №15-43-03034-р_центр_а).

****

СЫРЬЕВАЯ СМЕСЬ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРИСТЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ МЕСТНЫХ СЫРЬЕВЫХ РЕСУРСОВ

Березовский Н.И., Воронова Н.П., Костюкевич Е.К., Лесун Б.В.

Белорусский национальный технический университет, Республика Беларусь khelenek@tut.by

RAW MIX FOR RECEIVING POROUS CONSTRUCTION MATERIALS FROM LOCAL RAW MATERIAL RESOURCES

Berezovsky N. I., Voronova N. P., Kostyukevich E. K., Lesun B. V.

The composition of raw mix for receiving an agloporit from local raw material resources is brought and reasonable.

Аглопоритовые песок и щебень - искусственные пористые материалы, полученные дроблением спеков, образующихся в результате термической обработки гранулированных шихт из алюмосиликатных и силикатных материалов природного происхождения или отходов промышленности методом агломерации. Применяют их в качестве заполнителя при изготовлении

конструкционно-теплоизоляционных и конструкционных легких бетонов, а также в качестве утепляющих засыпок.

Для технологии усреднения сырьевых смесей, которые используются при производстве аглопорита важным моментом является классификация и определение основных свойств составляющих смесей. Опыт показывает, что качество сырьевых смесей, поступающих на технологическую переработку, далеко от стабильности. Для получения высококачественных, прочных и надежных строительных материалов необходимо подбирать и тщательно анализировать исходные компоненты сырьевой смеси с точки зрения рентабельности и ресурсосбережения.

Традиционно при производстве аглопорита применяют природные глинистые породы, хотя с экономической точки зрения для этой цели целесообразны отходы промышленности. Добавки выбирают с учётом наличия местных сырьевых ресурсов и характеристик основных компонентов шихты. При избыточном количестве топлива в топливосодержащем сырье в шихту вводят возврат (до 20%), а также горелую или глинистую породу, а при недостатке топлива – уголь или углесодержащую добавку. Введение в шихту древесных опилок (до 10%) и лигнина (до 25% по объёму) увеличивает пористость и ускоряет процессы горения топлива и спекания. Добавка сухой золы ТЭС снижает влажность обводненных глин и снижает расход топлива за счёт содержащихся в ней прокалённых материалов и несгоревшего углерода. Содержание топлива в шихте при использовании глинистых пород обычно 6–8, шахтных пород – 8–10, золы ТЭС –10–12% по массе. Предельный размер гранул шихты не должен превышать 10–12 мм, а размер составных её частей: исходного сырья –5, угля –3, твёрдых добавок от 5 (плотных) до 10 (пористых) мм [1].

В настоящее время при производстве аглопорита актуальной является задача повышения коэффициента конструктивного качества и снижении себестоимости.

Известно, что структурно-механические свойства сырьевых материалов предопределяют соответствующие методы их подготовки к термической обработке. Основная технологическая операция при производстве аглопорита – это спекание шихты на решетке агломерационной машины непрерывного действия, где теплота сгорания топлива должна быть выше 4000 ккал/кг. Спеканию подвергаются малопластичные глинистые породы, которые при обжиге не вспучиваются. Некоторые вскрышные породы горных предприятий Республики Беларусь отвечают этим требованиям. За счет горения угля, который вводится в шихту, развивается температура до 1300 К. Это приводит к спеканию шихты в пористую остеклованную массу. Следует отметить, что протекающие процессы тепломассопереноса не заканчиваются в зонах сушки и нагрева, а накладываются друг на друга по всей длине ленты и развиваются параллельно [1].

В процессе исследования определен состав сырьевой смеси для получения аглопорита, включающий глинистое сырье 78-88 % по массе, уголь 4-6 % по массе, в качестве топливной добавки - торф фрезерный 4-6 % по массе, а в качестве связующей добавки - отход перлитового производства 4-10 % по массе [2].

Торф фрезерный по своим теплотехническим характеристикам использован в качестве топливной добавки, так как позволяет иметь незначительные пределы колебания теплоты сгорания горючей массы - от 3500 до 3700 ккал/кг. Торф фрезерный низинного типа имеет степень разложения 20-40 %. При получении аглопорита скорость нагревания глинистого сырья имеет первостепенное значение. Торф увеличивает скорость повышения температур на 10 % при спекании на агломерационных решетках и способствует более интенсивному выделению газообразных продуктов в момент оптимальной вязкости, обеспечивая при этом поризацию размягченной глинистой массы. В процессе обжига аглопорита химические соединения, входящие в состав отходов перлитового производства, вступая во взаимодействие с глинистым сырьем, образуют восстановительную среду, которая способствует формированию однородной макроструктуры аглопорита.

Выбранный способ агломерации позволяет создавать весьма высокую температуру - до 1600 °С - при сравнительно малом расходе топлива - 4-6 % от массы спекаемого сырья. Высокий теплотехнический эффект агломерации объясняется использованием сырьевой смеси, содержащей топливную и связующую добавки, состоящей из мелких частиц спекаемого материала, тщательно перемешанного с измельченным топливом, наличием восстановительной среды в зоне обжига. Для приготовления сырьевой смеси и ее спекания используют общепринятую технологию. Компоненты для получения аглопорита предварительно дозируют, перемешивают, гранулируют и затем спекают на агломерационной установке известным способом. После спекания аглопорит дробят и разделяют на фракции.

В табл.1 приведены составы шихт предлагаемых смесей. В табл. 2 приведены свойства аглопорита.

Таблица 1 Составы шихт предлагаемых смесей

Компоненты	Состав шихт		
	1	2	3
Глинистое сырье, мас. %	88	82	78
Уголь, мас. %	4	5	6
Торф фрезерный, мас. %	4	5	6
Отход перлитового производства, мас. %	4	8	10

Таблица 2 Свойства аглопорита

Показатель	Существующие аналоги	Предлагаемые составы смесей		
		1	2	3
Прочность заполнителя при сдавливании в цилиндре, МПа (размер фракции 5-10 мм)	17,3-19,1	17,4	17,8	20,2
Объемная масса, кг/м^3	500-600	480	500	580
Коэффициент конструктивного качества, х 10^2	3,46-3,18	3,63	3,56	3,48

Исследования, проведенные на ОАО «Минский завод строительных материалов», показали, что снижение содержания угля в составе шихт ниже 4 % нецелесообразно, так как приводит к ухудшению свойств аглопорита ввиду недожога.

Применение исследованных составов шихт для производства аглопорита, приведенных в табл. 1, по сравнению с существующими аналогами, позволяет повысить коэффициент конструктивного качества в пределах от 0,17 до 0,40, увеличить прочность, пористость аглопорита, ускорить процесс горения топлива и спекания, повысить экологическую чистоту сгорания (малая доля серы), снизить использование топлива на 2 % и себестоимость производства аглопорита.

Список использованных источников

1.Воронова, Н.П., Березовский, Н.И., Костюкевич, Е.К. Рациональное использование твердых горючих ископаемых при производстве аглопорита / Н.П. Воронова, Н.И. Березовский, Е.К. Костюкевич // Инновация – 2013: сборник научных статей XVIII междунар. науч.- практ. конф., г. Ташкент, 17-18 октября 2013г. / ТашГТУ. – Ташкент, 2013.– С. 137-139.

2.Сырьевая смесь для получения аглопорита: пат. 17707 С2 Республики Беларусь, С 04В 14/12 / Н.И. Березовский, Н.П. Воронова, Е.К. Костюкевич, А.А. Крутых, Б.В. Лесун, С.М. Грибкова, Е.С. Драгун, С.Н. Березовский; заявитель БНТУ – № а 20111621; заявл. 30.11.2011; опубл. 30.12.2013 // Афіцыйны бюл. /Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2013. – № 6. – С. 94.

****

ПОЛУЧЕНИЕ СИНТАКТИЧЕСКИХ УГЛЕРОДНЫХ ПЕН ЗАДАННОЙ ПЛОТНОСТИ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНЫХ МИКРОСФЕР

Данилов Е.А., Самойлов В.М., Николаева А.В.

Российская Федерация, АО «НИИграфит», danilovegor1@gmail.com

E.A. Danilov, V.M. Samoilov, E.R. Galimov

In the current study, we report a method for preparation of synthactic carbon foams based on phenolic resin-derived hollow carbon microspheres. Different materials including pitches and phenolic resins can be used as binders. While possessing low bulk densities (below 0,50 g/ccm), foams can have considerable strength (over 2 MPa) and excellent thermal stability up to 3000 deg.C which makes them attractive for airspace applications. Proposed technology allows for wide variation of thermal and mechanical properties of the resulting material while retaining its regular structure. Pyrolytic carbon deposition (CVD) and impregnation also allow regulation of the foam properties.

Синтактические углеродные пены (СУП) представляют собой изотропный углеродный материал на основе микросфер (фенольных или углеродных) и синтетического связующего (фенол-

формальдегидной смолы) с конечной температурой обработки свыше 1000 С (температура может быть повышена до 2800-3000 С). Процесс получения подобных материалов осуществлялся по технологии «наполнитель-связующее» [1]. Материал отличается регулярной структурой пор (сферические поры с размерами 10-300 мкм). Исходная кажущаяся плотность материала после карбонизации до температуры 1100 С – 0,10-0,35 г/см^3, после пироуплотнения при температуре 1000 С (возможно повышение температуры пироуплотнения) –может варьироваться (для опытных образцов получена конечная плотность 0,456 г/см^3). Полученное значение коэффициента теплопроводности при комнатной температуре (после пироуплотнения) 0,60 Вт/м·К (оценочное значение до пироуплотнения 0,1-0,2 Вт/м·К). Коэффициент теплопроводности можно варьировать в пределах менее 0,1-10,0 Вт/м·К без внесения существенных изменений в технологию за счет использования пековых связующих (нефтяной пиролизный или каменноугольный пек).

Таблица 1. Средний уровень свойств синтактических углеродных пен

Наименование	Значение
Кажущаяся плотность до пироуплотнения после пироуплотнения	 0,32-0,35 г/см^3 0,40-0,47 г/см^3
Коэффициент теплопроводности, после пироуплотнения	0,45-0,64 Вт/м·К
Прочность при сжатии	2,15 МПа
Модуль Юнга при сжатии	0,48 ГПа
Предельная деформация при сжатии	до 2.5%

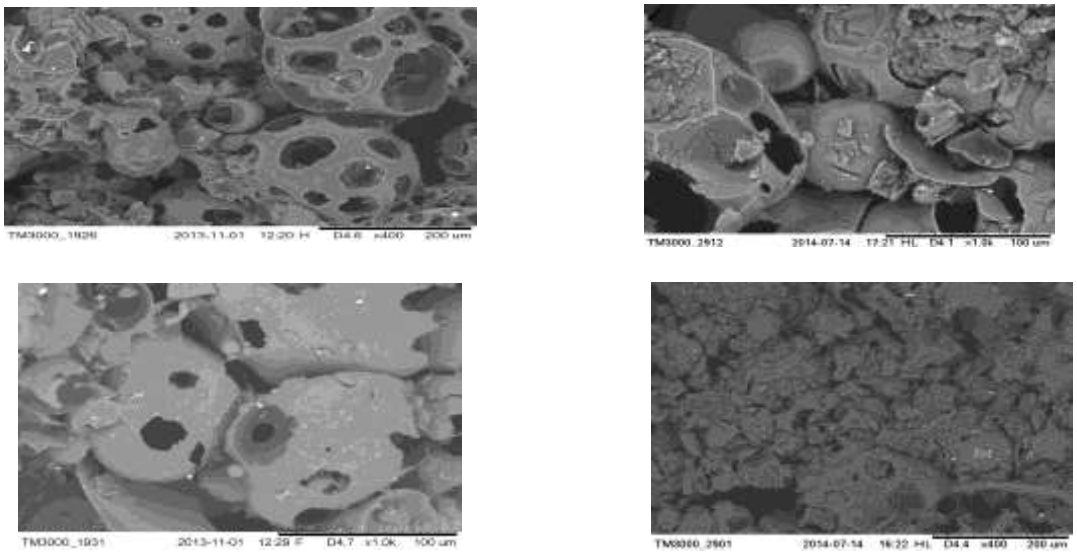


Рисунок 1. Снимки сканирующей электронной микроскопии синтактических углеродных до (а, б) и после (в, г) пироуплотнения.

СУП легко поддаются механической обработке резанием и высокой химической стойкостью (до 600-700 С на воздухе, до 2000 С и более в инертной среде). Пироуплотнение позволяет получать материалы с приемлемыми для конструкционных целей прочностными свойствами (до 20 МПа при сжатии, изгибе и более). Содержание углерода – более 99,5 масс.%. Примерное значение коэффициента термического расширения 6-7·10^{-6} К$^{-1}$.

Совокупность приведенных свойств делает СУП перспективными материалами для изготовления высокотемпературной теплоизоляции (см. табл. 1).

Технология отличается гибкостью как за счет подбора соотношений компонентов и параметров процесса (что позволяет снизить плотность и коэффициент теплопроводности в несколько раз при сохранении уровня механических свойств). Разрабатывается технология получения синтактических графитовых пен, позволяющая получать материалы с идентичными эксплуатационными свойствами, но являющиеся хорошими проводниками тепла (коэффициент теплопроводности более 100 Вт/м·К [2]) и электричества, имеющих значительный потенциал для применения в области теплоотводящих

и теплорегулирующих поверхностей при эксплуатации в условиях высоких температур и агрессивных сред.

Список литературы

1.S.T. Benton, C.R. Schmitt. Preparation of syntactic carbon foam. Carbon 10 (1972), pp.185-190.

2.S. Li, Y. Song, Y. Song. Carbon foams with high compressive strength derived from mixtures of mesocarbon microbeads and mesophase pitch. Carbon 45 (2007), pp. 2092-2097.

****

ЛЕГКООБРАБАТЫВАЕМАЯ СТАЛЬ. ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ЛИТОЙ СТАЛИ

Рябов А.В.

Российская Федерация, ФГБАУ ВО ЮУрГУ (НИУ), avrmetall@yandex.ru

FREECUTTING STEEL. QUALITY OF CAST STEEL

A.V. Ryabov

Through the work of defining the qualitative characteristics of cast structural steel: photographs of the macrostructure of ingots the height and cross section, evaluated the uniformity of distribution of bismuth and calcium, on the height of the axial zone and in the cross sections of the ingot.

В последние годы все отчетливее проявляется тенденция ограничения применения свинца и ряда других легкоплавких элементов для легирования стали с целью повышения эффективности ее механической обработки при последующем переделе. С одной стороны, это обусловлено низким и в то же время нестабильным усвоением, а также неравномерным распределением отмеченных легирующих компонентов в теле слитка, что затрудняет гарантированное получение требуемых свойств металла от плавки к плавке и требует реализации сложных технических решений на производстве [1].

С другой стороны, в настоящее время все чаще заостряется внимание на экологических проблемах и неблагоприятных санитарно-гигиенических условиях труда, которыми сопровождается процесс производства легкообрабатываемых сталей.

Идея равноценной замены легирующих элементов, представляющих собой угрозу для окружающей среды, безусловно, заслуживает самого пристального внимания. Однако для производителя на сегодняшний день первостепенный практический интерес представляют себестоимость и технологичность новых материалов, которые в том числе определяются усвоением главных легирующих элементов и равномерностью их распределения по сечению слитка.

В связи со всем изложенным весьма актуальной задачей является проведение исследований, направленных на анализ данных аспектов производства сталей описываемого типа, а также исследований, направленных на поиск составов и способов производства новых разновидностей легкообрабатываемых сталей.

Промышленные эксперименты проведены в условиях АО "Златоустовский электрометаллургический завод: выплавка, разливка и легирование стали висмутом и кальцием в электросталеплавильном цеху № 3.

Предметом исследования являлась легкообрабатываемая конструкционная сталь, легированная висмутом и кальцием АВЦ40ХГНМ в виде слитка массой 500 кг (круг 345 мм) выплавленная согласно ТП ЗЭМЗ №872 от 05.05.2015 г.

Выплавку проводили по действующей технологии АО "ЗЭМЗ" в открытой индукционной печи емкостью 1 тонна, разливка стали осуществлялась сифонным методом на 2 слитка массой по 500 кг. Один слиток в дальнейшем подвергался ковке, второй исследованию в литом состоянии. Изменения в технологии выплавки касались процесса раскисления, получения остаточного алюминия в стали и дополнительной подачи за 2–3 минуты до выпуска кускового силикокальция на 0,06% кальция без учета угара. Легирование стали висмутом проводилось в процессе разливки через трубу дозатора путём подачи дроби на струю разливаемого металла со следующими особенностями: открытие затвора дозатора производили через 10–15 секунд после начала разливки, а подачу дроби прекращали до начала заполнения прибыльной части слитка.

Предварительно приготовленная порция висмутовой дроби перемешивалась с серебристым графитом в количестве 10–20 г. Перед разливкой каждой плавки проводили опробование работы дозатора с выдачей дроби вхолостую и регулировкой времени полной выдачи из него дроби.

В рамках работы определены качественные характеристики литой конструкционной стали: получены фотографии макроструктуры слитка по высоте и сечению (рис. 1), оценены равномерность распределения висмута и кальция по высоте осевой зоны и в поперечных сечениях слитка (рис. 2). На образцах, вырезанных с различных горизонтов слитка отбирались пробы для химического анализа. Содержание висмута и кальция в стали контролировали на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой Perkin-ElmerOptima 2100 DV. Результаты химического анализа показали равномерное распределение висмута и кальция в объеме слитка.

Вместе с тем в слитке висмуткальцийсодержащей стали имеются две зоны неоднородности. Первая зона представляет собой корочку безвисмутового металла. Толщина этой корочки

уменьшается по мере удаления от низа слитка, а ее протяженность по высоте слитка соответствует уровню налива стали к моменту начала присадки висмута. Вторая зона висмутовой неоднородности в прибыльной части слитка, с повышенным содержанием висмута.

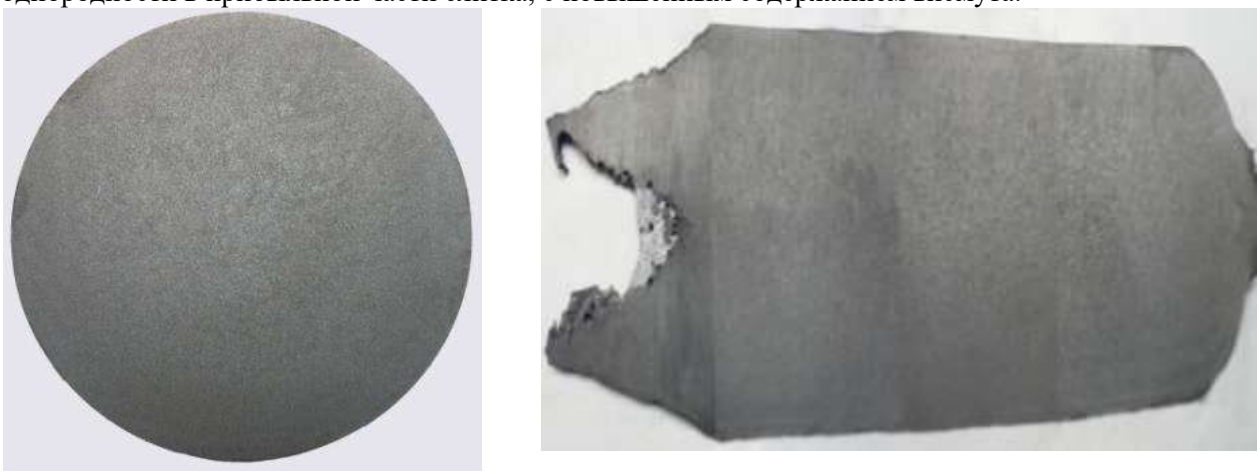
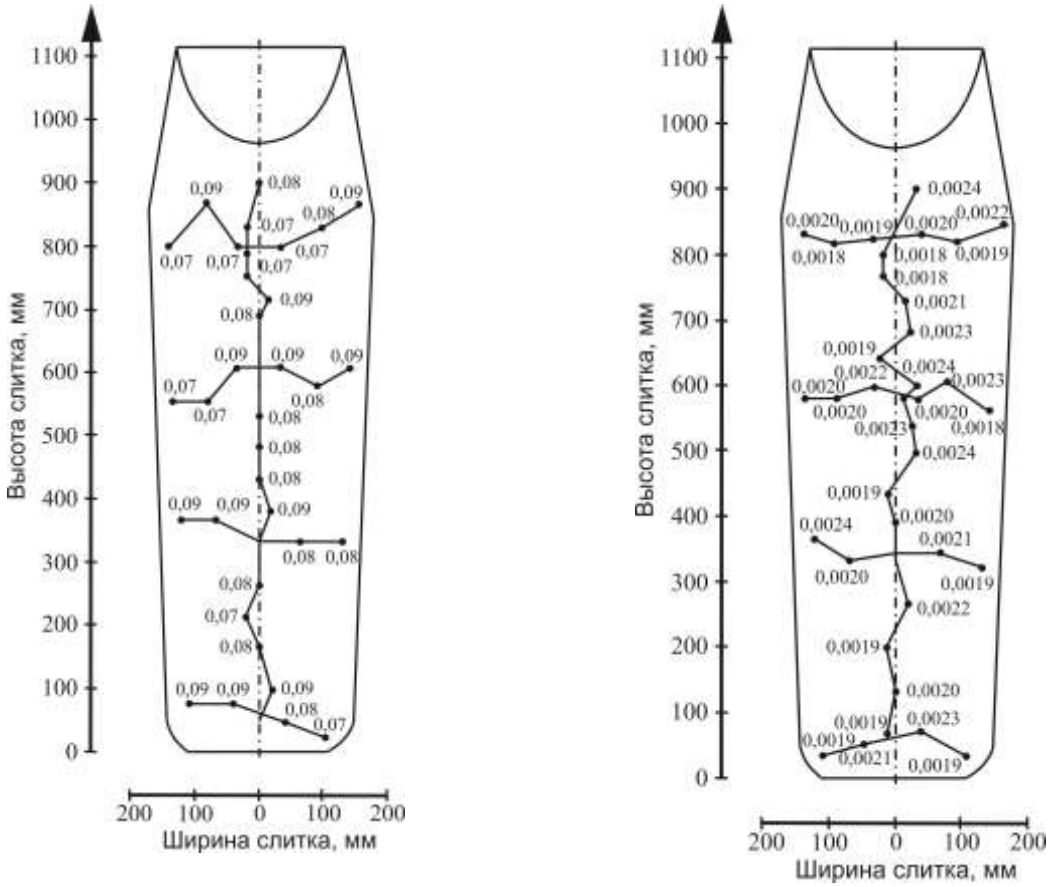


Рис. 1. Продольное сечение слитка массой 0,5 т



а) б)

Рис. 2. Распределение висмута (а) и кальция (а) по высоте слитка массой 0,5 т

1.Усвоение висмута при легировании автоматной стали в процессе сифонной разливки / А. В. Рябов и др. // Известия Челябинского научного центра. – 2001. – № 1. – С. 38-40.

****

ПРИМЕНЕНИЕ В 3Д-ПЕЧАТИ БИОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА И ПОЛИЛАКТИДА.

Торопков Н.Е., Петровская Т.С., Верещагин В.И., Антонкин Н.С.

Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, zerogooff@gmail.com

Toropkov N.E., Petrovskaya T.S., Vereshchagin V.I., Antonkin N.S.

Annotation. Composites based on hydroxyapatite and polylactide with a content of the first from 5 to 30% are considered. The conditions for qualitative and uniform 3D printing from these composites have been selected. The mechanical characteristics of the bicocomposites were determined, compared with the native bone and it was shown that the behavior of composites was evaluated upon contact with biological fluids.

Обширные дефекты костей (например, при онкологии) требуют использования имплантатов со сложной геометрией, что остается труднорешаемой задачей. Отсутствие полной геометрической конгруэнтности имплантата с окружающими тканями приводит к локальному отторжению эндопротеза в зонах с недостаточной интеграцией, к объёмным образованиям фиброзной ткани [1].

С этой точки зрения наиболее подходящими материалами для формирования сложных объектов являются термопластичные полимеры карбоновых кислот (масляной, валериановой, молочной), благодаря чему они широко применяются в восстановительной медицине для лечения переломов, в том числе заменяя металлические штифты [1, 2]. Применение кальций-фосфатных

компонентов в композите обеспечит высокую биосовместимость и остеоинтеграционный потенциал. Такие композиты, как ожидается, должны контролируемо замещаться костной тканью, с последующим зарастанием дефекта кости [3]. Известны материалы с содержанием гидроксиапатита (ГАП) и полилактид (ПЛА) в отношении 5:95, способные к растворению и врастанию в костную ткань человека-реципиента [4].

Целью данного исследования являлась разработка композиционных материалов для 3д-печати (3D-FDM) биоизделий, обладающих физико-химическими свойствами, сопоставимыми со свойствами естественной кости.

Исследуемые композиты на основе ПЛА содержат ГАП в диапазоне от 5 до 30%, и добавки пластификатора от 1 до 4%. Известно, что ГАП сравнительно легко распределяется в растворе ПЛА при в введении в количестве до 10% [5].

Важным условием точной печати является постоянство диаметра филамента. Известно, что под воздействием адсорбированной воды ПЛА подвергается деградации в интервале температур плавления [3, 5].

На рисунке 1 приведены прочностные характеристики образцов, полученных при установленных параметрах печати. Прочность образцов из композита при сжатии и изгибе увеличивается от 64,5±1,5 до 73±2 МПа (на 10-18%) при увеличении содержания ГАП от 5 до 30%. Ударная вязкость по Шарпи, характеризующая прочность при ударе, увеличивается на 80% в этом ряду составов и изменяется от 3900±50 до 5100±50 кДж/м^2. Важной характеристикой имплантата является усталостная прочность, определяемая в циклах нагружения, поскольку она является индикатором надежности при длительном применении. В ряду исследованных составов число циклов нагружения увеличивается соответственно от 4200±100 до 4800±100.

Реакция организма на вводимый материал определяется комплексом физико-химических и биохимических процессов, протекающих в период имплантации между материалом имплантата и биохимическими жидкостями организма. Первичное взаимодействие происходит на поверхности имплантата и на первом этапе в большей степени определяется явлением смачивания поверхности имплантата биологическими жидкостями.

На рисунке 2 приведена характеристика угла смачивания для исследуемых композитов в сравнении с ПЛА и керамикой на основе НАР. Известна плохая смачиваемость чистого ПЛА (82-85º) физиологическими жидкостями, что, как правило, приводит к воспалительным процессам и вызывает необходимость их подавления. Введение ГАП в ПЛА, как видно из рисунка 2, приводит к уменьшению краевого угла смачивания до 60º.

Полученные данные показывают, что сочетание ГАП и ПЛА в одном материале, обеспечивают синергию физико-химических свойств исходных материалов и, обеспечивают синергию физико-химических свойств, открывая перспективу их использования в восстановительной медицине.

Проведенные механические испытания показывают перспективность использования исследуемых композитов для использования в объемных структурах, несущих нагрузку.

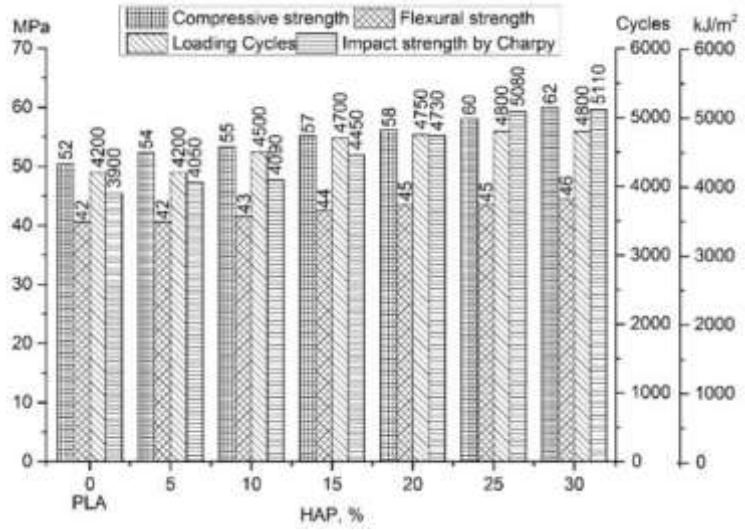


Рисунок 1. Механические характеристики исследуемых композитов, содержащих ГАП от 5 до 30%,

в сравнении с чистым ПЛА.

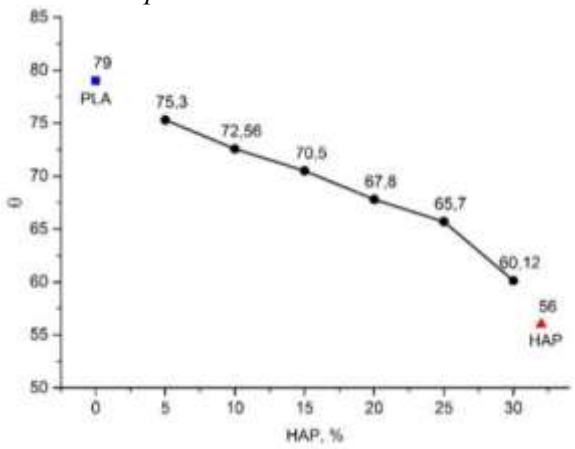


Рисунок 2. Контактный угол смачивания композитов изотоническим раствором.

Заключение:

Каждый из разработанных составов способен конкурировать по комплексу свойств с применяемыми в восстановительной медицине материалами и поэтому может быть взят за основу для изготовления имплантатов.

Список литературы:

1.Ning Xu, Xiaojian Ye, Daixu Wei, Jian Zhong, Yuyun Chen, Guohua Xu, Dannong He. 3D Artificial Bones for Bone Repair Prepared by Computed Tomography-Guided Fused Deposition Modeling for Bone Repair ACS Appl. Mater. Interfaces, 2014, 6 (17), pp 14952–14963

2.Volova T.G. Polyhydroxyalkanoates – Plastic materials of the 21st century: production, properties, application. NY: Nova Science Pub., 2004. 282 p.

3.Риггз Б.Л., Мелтон Л.Дж. Остеопороз: пер. с англ. СПб.: БИНОМ, Невский диалект, 2000. 560 с.

4.Hallab N.J., Bundy K.J., O'Connor K., Moses R.L., Jacobs J.J. Evaluation of metallic and polymeric biomaterial surface energy and surface roughness characteristics for directed cell adhesion // Tissue Eng. 2001; 7: 55–71.

5.Akkouch A, Zhang Z, Rouabhia M. A novel collagen/hydroxyapatite/poly(lactide-co-ε-caprolactone) biodegradable and bioactive 3D porous scaffold for bone regeneration. J Biomed Mater Res A. 2011 Mar 15;96(4):693-704. doi:10.1002/jbm.a.33033. Epub 2011 Jan 31.

*****

Сплав, химический состав которого приведен в таблице 1, выплавляли в открытой двадцатикилограммовой индукционной печи с разливкой на заготовки диаметром 20 мм и длиной 100 мм в корковые формы. В качестве шихтовых материалов использовали Fe, Co, Ti промышленной чистоты и низкоуглеродистые феррохром, ферромолибден и феррованадий. Химический анализ выплавленного сплава проводили в Федеральном научно-методическом центре лабораторных исследований и сертификации минерального сырья министерства природных ресурсов Российской Федерации. Литые заготовки после горячей ковки при 1100°С обтачивали до диаметра 10 мм и разрезали на образцы высотой 20 мм. Термообработку образцов проводили в стандартных лабораторных печах. Магнитные гистерезисные свойства измеряли на гистерезисграфе Permagraph L (Германия), механические испытания на сжатие проводили на универсальной испытательной машине фирмы Instron. Оптимизацию режимов термической обработки проводили как методом однофакторного эксперимента, так и методом планирования эксперимента с построением центрального композиционного плана 23 + звездные точки. Выбор центрального композиционного (последовательного) плана, применяемого для описания почти стационарной области, которая не может быть описана при помощи линейного приближения, был обусловлен тем обстоятельством, что предварительные оценочные эксперименты по изучению магнитных гистерезисных свойств исследуемого сплава, термообработанного в режимах, близких к нулевому, не показали их резких колебаний. В итоге был выбран ротатабельный рандомизированный план. Исходя из существующих представлений о механизме формирования высококоэрцитивного состояния в магнитотвердых Fe-Cr-Co сплавах, в качестве нулевых уровней были взяты следующие режимы: закалка от 1100-1150°С + ИТМО (изотермическая термомагнитная обработка) при 640°С в течение 40 мин (для анизотропного состояния) или отпуск при 625°С в течение 40 мин (для изотропного состояния) + охлаждение от температуры ИТМО со скоростью V1=15 °С/4 + охлаждение от600 до 500°С со скоростью V2=9 °С/4 (анизотропное состояние) или 8 °С/ч (изотропное состояние). В качестве переменных параметров использовались температура ИТМО или отпуска (фактор А) с варьированием ±5°С, время ИТМО или отпуска (фактор В) с варьированием ±10 мин (для анизотропного состояния) или ±20 мин (изотропное состояние), скорость охлаждения *V1* (фактор С) с варьированием ±2 °С/ч и скорость *V2* (фактор D) с варьированием ±2 °С/ч (анизотропное состояние) и ±4 °С/ч (изотропное состояние).

Таблица 1

Химический состав сплава 27Х15К2МСТФ

Элемент	Содержание в шихте масс. %	Данные химического анализа, масс. %
Fe	53	основа
Cr	27	27,3
Co	15	15,2
V	1	0,65
Si	1	0,78
Mo	2	2,40
Ti	1	1,10

Статистический анализ полученных данных проводили с помощью программных пакетов Statgraphics Centuriion XVI.I и Statistica 7.0.

Из статистического анализа экспериментальных данных получены аналитические выражения в виде регрессионных уравнений для зависимостей остаточной индукции B_r, коэрцитивной силы H_{cB} и максимального энергетического произведения $(BH)_{макс}$ от выбранных факторов варьирования на основании диаграмм Парето, которые являются графическим отображением влияния рассматриваемых факторов А, В, С и D на параметры оптимизации B_r, $H_cв$, $(BH)_{макс}$:

$$B_r = 1,07 - 0,014CC \quad (1)$$

$$H_{cB} = 46,07 - 9,5A - 4,2B - 3,3AB \quad (2)$$

$$(BH)_{макс} = 23,8 - 2,85A - 1,4B - 1,5AB \quad (3)$$

Из анализа полученных данных следует, что для получения максимальных значений коэрцитивной илы $H_cв$ следует скорректировать термообработку сплава в сторону уменьшения температуры ИТМО на 7,5°С относительно нулевого уровня температуры ина 5 мин - времени проведения ИТМО. Таким образом, оптимальным режимом термообработки сплава27Х15К2МСТФ будет закалка от 1150°С + ИТМО 632,5°С/35 мин + охлаждение с V1=15 °С/4 до 600°С + охлаждение

с V2=9 °С/ч до 500°С. Такой режим использовался для термообработки 51 образца при проведении 20 термообработок. Из гистограмм распределения магнитных гистерезисных свойств этих образцов следует, что при проведении оптимальной термообработки на анизотропном сплаве 27Х15К2МСТФ достигаются значения B_r ^ 1 Тл (73% образцов), $H_cв$ ^ 50 кА/м и $(BH)_{макс}$ ^ 24 кДж/м. Из диаграмм Парето для изотропного сплава видно, что значения B_r, $H_cв$ и $(BH)_{макс}$ не зависят от выбранных параметров варьирования, а величины свободных членов соответствующих уравнений регрессии дают средние значения этих параметров для сплава:

$B_r = 0{,}75$ Тл (5)

$(BH)_{макс} = 10{,}3$ кДж/м³ (6)

Была выполнена термообработка 13 образцов (каждый образец отдельно) по режиму: закалка от 1100°С + 628°С/40 мин + охлаждение от 600 до 500°С со скоростью 6 °С/ч. Средние значения магнитных гистерезисных свойств изотропного сплава 27Х15К2МСТФ составляют $B_r = 0{,}78$ Тл, $H_cв = 39{,}6$ кА/м и $(BH)_{макс} = 11{,}35$ кДж/м³, что соответствует ранее полученным значениям (4)-(6). Из гистограмм распределения магнитных гистерезисных свойств изотропного сплава следует, что ~40% магнитов имеют значения $B_r > 0{,}8$ Тл, $H_cв > 40$ кА/м и $(BH)_{МаКС} > 11{,}5$ кДж/м³, что по $H_cв$ и по $(BH)_{МаКС}$ более чем в 1,6 и 1,15 раза соответственно выше, чем для стандартного (ГОСТ) сплава 25Х15К, и практически не уступает ему по B_r. Достоинством нового магнитотвердого материала является также относительно низкая температура закалки на ОЦК твердый раствор. В табл. 2 приведены данные по механическим свойствам магнитотвердого сплава 27Х15К2МСТФ в закаленном от 1100°С и в высококоэрцитивном состояниях.

Таблица 5

Механические свойства при сжатии магнитотвёрдого сплава 27Х15К2МСТФ

Предел текучести в закаленном состоянии, МПа	590
Предел текучести в высококоэрцитивном состоянии, МПа	1180
Предел прочности в закаленном состоянии, МПа	1250
Предел прочности в высококоэрцитивном состоянии, МПа	1325

Литература

1.Kaneko H., Inoue K. Magnetic alloys. US Patent No.3806 336. April 23, 1974. Int. Cl. C22c 39/16; H01f 1/00. U.S.Cl. 75-122.

2.Миляев И.М., Юсупов В.С., Миляев А.И., Лайшева Н.В. Магнитные свойства магнитотвердого сплава Fe-30Cr-21Co-3Mo в изотропном и анизотропном состояниях. Перспективные материалы. Специальный выпуск, 2009, № 6, ч. 1, с.359-361.

3.Szymura S., Sojka L. Structure and magnetic properties of Fe-Cr-Co-Mo alloy melted in open induction furnace. Metal Science, 1979, v.13, iss.5, pp.320-321.

4.Миляев И.М., Миляев А.И., Юсупов В.С. О роли кобальта в формировании магнитных свойств деформируемых железо-хром-кобальтовых магнитотвердых сплавов. Матер. XIX Междунар.конф.“Ма-

****

СЕКЦИЯ 10: ***ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ***

****

ФОРМИРОВАНИЕ БИОДЕГРАДИРУЕМОГО ПОКРЫТИЯ ДЛЯ УСТРОЙСТВА ТИПА «СТЕНТ» НА БАЗЕ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОЛИМЕРОВ ПОЛИЛАКТИДА И ПОЛИ-D,L-ЛАКТИД-КО-ГЛИКОЛИДА

Якубов А.Д, Колмакова А.А., Федюк И.М., Сударчикова М.А., Серегин А.В., Извин А.В., Афонин А.Ю., Каплан М.А.

Россия, Институт Металлургии и Материаловедения им. А.А. Байкова Российской Академии Наук, yaaleksey777@gmail.com

FORMATION OF BIODEGRADATED COATING FOR "STENT" TYPE DEVICE ON THE BASIS OF BIOCOMPATIBLE POLYMERS POLYLAKTIDE AND POLY-D, L-LAKTIDE-CO-GLICOLIDE

Yakubov A.D, Kolmakova A.A., Fedyuk I.M., Sudarchikova M.A., Seregin A.V., Izvin A.V., Afonin A.Yu.,, Kaplan M.A.

Аннотация. На основе наноструктурного никелида титана получены слоистые композиционные материалы медицинского назначения. Изучен процесс формирования пленок с требуемыми механическими свойствами при различных молекулярных массах, концентрациях и пропорциях биоразлагаемых полимеров (гликолида к лактиду). Структура материалов изучена с помощью СЭМ. Исследованы статические механические свойства, показано сохранение ЭПФ основы.

Abstract. Layered composite materials of medical appointment are obtained on the basis of nanostructured nitinol. The formation process of films with the required mechanical properties at different molecular weights, concentrations and proportions of biodegradable polymers (glycolide to lactide) was studied. The structure of the materials was studied by SEM. The static mechanical properties were studied, the permanence of the SME of the substrate is shown.

Введение.

В настоящее время существует около четырёхсот типов стентов для лечения заболеваний, связанных с сужением и непроходимостью участков систем, без которых невозможна жизнь человека: дыхательной, пищеварительной, выделительной, сердечно-сосудистой [1]. Они отличаются друг от друга составом сплава, из которого изготовлены, длиной, дизайном, покрытием поверхности, контактирующей с тканями и физиологическими потоками, системой доставки и т.д. В том числе передовые зарубежные фирмы в промышленных странах мира разработали и стали выпускать стенты из материалов с эффектом памяти формы. Среди прочих в настоящее время в качестве такого сплава используется никелид титана, имеющий, однако, и свои недостатки [2-12]. Эффективным путем устранения недостатков классических материалов является формирование на их основе функциональных композитов [9-15].

Для предотвращения и лечения повреждения, вызывающего утолщение интимального слоя предложено множество стентовых покрытий и композиций. Они могут сами по себе ослаблять раздражение, оказываемое стентом на поврежденную стенку просвета, или же доставлять в просвет лекарство, которое и ослабляет пролиферацию гладкомышечной ткани или рестеноз, а также при необходимости оказывает целенаправленное медикаментозное воздействие. Благодаря постоянному совершенствованию конструкции стентов и техники стентирования удалось свести к минимуму количество острых тромбозов и уменьшить частоту подострых окклюзий сосудов, эффективно вести локальную химиотерапию. Механизм для доставки вещества состоит в диффузии вещества либо сквозь блок-полимер, либо через поры, которые созданы в структуре полимера, либо посредством разрушения биоразлагаемого покрытия [16-17].

Целью данной работы являлось изучить процесс формирования пленок с требуемыми механическими свойствами при различных молекулярных массах и пропорциях биоразлагаемых полимеров (гликолида к лактиду) и растворителя.

Материалы и методики исследований.

В качестве материала-основы для получения нового композиционного материала с высокой биосовместимостью был выбран сплав с механическими свойствами, подобными свойствам живых тканей (сверхэластичность, закон запаздывания) и идеально подходящими для производства самораскрывающихся малоинвазивных медицинских имплантатов (эффект памяти формы) - никелид титана. Использовали проволоки диаметром 280 мкм из наноструктурного никелида титана состава 55,91 мас. % Ni – 44,03 мас.% Ti.

В качестве подготовки для создания композита проволоки в исходном состоянии подвергали последовательной шлифовке поверхности наждачной бумагой зернистостью от 180 до 1000 grit и конечной обработке пастой Гои до зеркальной поверхности. Для конечной стабилизации B2 фазы никелида титана и придания формы проволоки в исходном состоянии подвергали отжигу при 450^{o}C в течение 15 минут на воздухе.

Создание одномерных композитов проводилось путем формирования поверхностных слоев из одного материала на подложке (основе) из другого. В качестве материала поверхностного слоя биосовместимых композитов использовался полилактид и поли-D,L-лактид-ко-гликолид. Определяли влияние молекулярной массы, соотношения долей гликолида к лактиду и массы навески к объему растворителя (хлороформа) на толщину и равномерность покрытия.

Структуру и состав определяли с помощью СЭМ.

Результаты

Увеличение молекулярной массы и/или концентрации полимера в растворителе приводит к повышению вязкости раствора, что негативно сказывается на равномерности толщины получаемого покрытия, однако улучшает эластичность получаемых пленок. Чем больше соотношение лактида к гликолиду, тем гидрофобнее будет вещество и тем хуже у него растворимость.

Работа выполнена при поддержке РФФИ №14-29-10208 «офи_м».

Литература

1.Заболотный В.Т., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Насакина Е.О. Совершенствование медицинских изделий для эндоваскулярных операций. // Интеграл, 2013. - № 4 (72). - С. 42-45.

2.Zabolotnyi V.T., Belousov O.K., Palii N.A., Goncharenko B.A., Armaderova E.A., Sevost'yanov M.A. Materials science aspects of the production, treatment, and properties of titanium nickelide for application in endovascular surgery // Russian metallurgy (Metally). 2011. Т. 2011. № 5. С. 437-448.

3.Севостьянов М.А., Федотов А.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Баринов С.М., Гончаренко Б.А., Комлев В.С., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Тетерина А.Ю., Насакина Е.О., Леонова Ю.О., Леонов А.В. Механические свойства композиционного материала «наноструктурный нитинол — хитозан» // Материаловедение, 2014. - № 3. - С. 34 – 37

4.Баикин А.С., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Колмаков А.Г., Парфенов А.А., Симаков С.В. Механические свойства наноструктурного сплава NiTi медицинского назначения // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 2. С. 26–30

5.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi . Способы изменения коррозионной стойкости нитинола // Перспективные материалы, 2014. - №9. - С. 19–33.

6.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Леонова Ю.О., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Методы исследования и повышения коррозионной стойкости медицинского сплава с эффектом памяти формы NiTi. Исследование коррозионной стойкости и биосовместимости нитинола // Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 37–49.

7.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Состав и структура до и после коррозии // Материаловедение, 2014. - №8. - С.40–46.

8.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Баикин А.С., Гончаренко Б.А., Черкасов В.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Долгосрочные коррозионные испытания

наноструктурного нитинола состава (Ni – 55,91% (мас.), Ti – 44,03% (мас.)) в статических условиях. Выход ионов // Материаловедение, 2014. - №9. - С.30-37.

9.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Михайлова А.Б., Гольдберг М.А., Демин К.Ю., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Получение наноструктурного композиционного материала с эффектом памяти формы для биомедицинских изделий // Неорганические материалы, 2015, том 51, № 4, с. 453-457

10.Nasakina E.O., Baikin A.S., Sevost'yanov M.A., Kolmakov A.G., Zabolotnyi V.T., Solntsev K.A. Properties of nanostructured titanium nickelide and composite based on it // Theoretical Foundations of Chemical Engineering, 2014. - V.48. №.4. - P.477–486.

11.Насакина Е.О., Ковалева Е.Д., Севостьянов М.А., Михайлова А.Б., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Микротвердость наноструктурного композиционного материала // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2015. – № 3, том 81. – С. 23 – 26

12.Насакина Е.О., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Фадеев Р.С., Фадеева И.С., Гудков С.В., Солнцев К.А. Биосовместимость наноструктурного нитинола с поверхностными композиционными слоями из титана или тантала, сформированными методом магнетронного напыления // Доклады Академии наук, 2015, том 461, № 1, с. 49–52

13.Умнов П.П., Куракова Н.В., Молоканов В.В., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Ковнеристый Ю.К. Влияние технологических факторов на качество поверхности проволоки - композита с аморфным металлическим покрытием // Деформация и разрушение материалов. 2006. № 12. С. 38-42.

14.Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Молоканов В.В., Заболотный В.Т., Умнов П.П., Куракова Н.В. Особенности деформации и разрушения композиционного материала на основе высокопрочной мартенситно-стареющей стали с быстрозакаленным поверхностным слоем из сплава CO69FE4CR4SI12B11 // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 3. С. 28-35.

15.Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Демин К.Ю., Михайлова А.Б., Гольдберг М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т. Использование способа ионно-атомного осаждения для создания одномерных композитов // Материаловедение, 2015, № 1, с. 47-51

16.М. А. Севостьянов, А. Ю. Федотов, Е. О. Насакина, А. Ю. Тетерина, А. С. Баикин, К. В. Сергиенко, А. Г. Колмаков, В. С. Комлев, В. Е. Иванов, О. Э. Карп, С. В. Гудков, С. М. Баринов К.А. Кинетика высвобождения антибиотиков из биодеградируемых биополимерных мембран на основе хитозана // Доклады Академии наук, 2015, том 465, № 2, с. 194-197

17.Севостьянов М.А., Насакина Е.О., Баикин А.С., Леонов А.В., Сергиенко К.В., Каплан М.А., Конушкин С.В., Колмаков А.Г. Кинетика высвобождения в водных растворах антибиотика линкомицина из биодеградируемых биополимерных мембран медицинского применения на основе хитозана высокой плотности // Успехи современного естествознания. 2016. № 12-2. С. 286-291.

****

КИНЕТИКА РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ В ВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

Кутепов С.Н.

Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, kutepov.sergei@mail.ru

KINETICS OF CRACKS PROPAGATION IN METALLIC MATERIALS IN HYDROGEN ENVIRONMENTAL

S.N. Kutepov

The kinetics of cracks propagation in hydrogen-containing media is described.

Распространение трещин в металлических материалах характеризуется тремя стадиями: I) инкубационный период; II) стабильный рост трещины до критического размера; III) нестабильный роста макротрещины, которая приводит к разрушению.

Связь между распространением трещины и временем описывает кинетику роста трещины. Это важно для изучения свойств материалов, подвергнутых механическому нагружению, в условиях

воздействия водородсодержащих сред. Кинетику распространения трещины можно выразить следующим образом [1]:

$$V = \frac{a}{t} = \frac{\Sigma \Delta a}{\Sigma \Delta t}, \quad (1)$$

где V_{crack} – скорость распространения трещины, a – общая длина трещины, t – общее время распространения трещины.

На кинетику распространения трещин влияют процессы транспортировки водорода в вершину трещины, которые связаны либо со скоростью образования водорода на вновь образованной поверхности разрушения, либо со скоростью диффузии водорода в определенную зону перед вершиной трещины. Кинетика распространения трещины прямо пропорциональна квадратному корню из коэффициента диффузии водорода и давления водорода, что выражается следующим уравнением [2]:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{II} \propto \sqrt{p_{H_2} \times D_{eff}} = \sqrt{p_{H_2} \times D_{H_0}} \exp\left(-\frac{E_{H_{diff}}}{2RT}\right), \quad (2)$$

где $E_{H_{diff}}$ – энергия активации, необходимая для диффузии водорода через твердые материалы.

В случае, когда давление водорода в вершине трещины равно внешнему давлению скорость распространения трещины прямо пропорциональна парциальному давлению водорода в вершине трещины и скорости реакции постоянных адсорбционных процессов можно записать в виде [2]:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{II} \propto p_{H_2} \times k_{ads} = p_{H_2} \exp\left(-\frac{E_{ads}}{RT}\right), \quad (3)$$

где k_{ads} – константа скорости процесса адсорбции, а E_{ads} – энергия, необходимая для процесса адсорбции.

Изучение коррозионного растрескивания под напряжением при воздействии водорода в высокопрочных и мартенситных сталях выполнено Герберичем [3]. Он установил, что фрактограммы стадии I процесса разрастания трещин с относительно низкими интенсивностями напряжений, соответствующих малой пластичной зоне, показывают либо межкристаллитное разрушение или растрескивание квазисколом. Исходя из предположения, что распространение трещины происходит, когда локальная концентрация водорода достигает критического значения, кинетику распространения трещины на стадии I можно описать как средний прирост скачка трещины, деленный на среднее время между скачками соотношением [3]:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{I} = \frac{2 \times (l+v) \times C_{H\,ini} \times D_{eff} \times \bar{V}_H \times K_I}{3g^{1,5} \times \left(C_{H\,crit} - C_{H\,ini}\right) \times RT}, \quad (4)$$

где C_{Hini} и C_{Hcrit} – концентрация водорода в начальном состоянии и критическом состоянии соответственно.

Основное различие между стадией I и стадией II состоит в том, что градиент гидростатического напряжения в восприимчивой зоне перед вершиной трещины увеличивается с увеличением уровня интенсивности напряжений для распространения трещины на стадии I, но не зависит от уровней интенсивности напряжений для распространения трещины на стадии II. Таким образом, аппроксимация скорости распространения трещины на стадии II будет учитывать предел текучести материала вместо гидростатического напряжения, как указано в [3]:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{II} = \frac{9C_{H\,ini} \times D_{eff} \times \bar{V}_H \times \sigma_{ys}}{2g \times RT \times \left(C_{H\,crit} - C_{H\,ini}\right)}, \quad (5)$$

где g – средний размер зерна материала, а σ_{ys} – предел текучести материала.

До возникновения разрушения материала уровень интенсивности напряжений перед вершиной трещины становится достаточно высоким, чтобы вызвать пластичный разрыв. Таким образом, интенсивность напряжений разрушения на I стадии учитывается для расчета кинетики распространения трещины на стадии III, согласно уравнению [3]:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{III} = \frac{9[HD]_{ini} \times D_{eff} \times \bar{V}_H \times K_I^2}{2\sigma_{ys} \times E \times g^2 \times RT \times \left(C_{H\,crit} - C_{H\,ini}\right)}, \quad (6)$$

где E и K_I - свойства материала, такие как модуль Юнга и коэффициент интенсивности напряжений при нормальном отрыве соответственно.

Как было предложено Торибио и др. [4], кинетика распространения трещины при водородном растрескивании в металлических материалах может быть выражена как функция коэффициентов интенсивности напряжений, зависящих от общего времени водородного растрескивания. Таким образом, связь записывается в виде:

$$\frac{\partial a}{\partial t} = a\left(K_I, t_{crack}\right), \quad (7)$$

где t_{crack} – общее время водородного растрескивания.

Чу и др. [5] исследовали поведение коррозионного растрескивания под напряжением в высокопрочных сталях (4130 и 4340) в водном растворе. Результаты показали, что скорость роста трещины на стадии II экспоненциально зависит от температуры. В этом случае математическая модель кинетики распространения трещины имеет вид [5]:

$$\left(\frac{\partial a}{\partial t}\right)_{II} = C_{xx} \exp\left(-\frac{E_{xx}}{RT}\right), \quad (8)$$

где C_{xx} и E_{xx} – это предэкспоненциальные члены и соответствующая энергия активации соответственно, которые индивидуально зависят от процесса поглощения водорода, включая процесс переноса, процесс поверхностной реакции и диффузионный процесс.

Коэффициент интенсивности напряжений K_I, вероятно, определит поле напряжений-деформаций вокруг вершины трещины и в зависимости от геометрии образца может быть выражен в по формуле:

$$K_I = \sigma_{crit}\sqrt{\pi a} \times f(a,W), \quad (9)$$

где σ_{crit} – критическое растягивающее напряжение при нормальном отрыве, необходимое для распространения трещины, a – фактическая длина трещины.

Разрыв материала будет иметь место, когда коэффициент интенсивности напряжений K_I достигнет критического значения.

Литература

1. Boellinghaus Th., Hoffmeister H. A numerical model for hydrogen assisted cracking // Corrosion, 2000 Vol. 56. №.6. P. 611-622.

2. Wei R.P., Klier K., Simmons G.W., Chou Y.T. Fracture mechanics and surface chemistry investigations of environment-assisted crack growth / Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, R.Gibala and R.F.Hehemann (ed.). ASM. 1995. P. 103-133.

3. Gerberich W.W. Effect of hydrogen on high-strength and martensitic Steels / Proc. 1st Intern. Conf. on Current Solution to Hydrogen Problems in Steels, C.G.Interrante and G.M.Pressouryre (ed.). ASM. 1982. P. 115-147.

4. Toribio J. and Kharin V.: The effect of history on hydrogen assisted cracking: coupling of hydrogenation and crack growth// International Journal of Fracture. 1997. Vol. 88 P. 233-245.

5. Chu H.C. and Wei R.P. Stress corrosion cracking of high-strength steels in aqueous environments, corrosion // 1990. Vol. 46. №.6. P. 468-476.

Автор выражает благодарность д.т.н., проф. Сергееву Н.Н и д.т.н., проф. Гвоздеву А.Е. за консультации при выполнении работы.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9

****

ПРОВЕДЕНИЕ НАТУРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРНОГО МАССИВА И БЕТОННОЙ ОБДЕЛКИ В ПОДЗЕМНЫХ СООРУЖЕНИЯХ ФГУП «ГХК»

Савельев В. Н. [1], Розанов А.О.[1], Савельев Д.В.[1],
Медведев В. Н. [2], Круглов С. Ю.[2], Махмудов Х.Ф.[3]
[1]ООО «Прадиком», Россия, г. Санкт-Петербург, savelyev@pradicom.ru
[2]ФГУП «ГХК», Красноярский край, Россия, medvedev@mcc.krasnoyarsk.ru
[3]ФТИ им А. Ф Иоффе, Россия, г. Санкт-Петербург, h.machmoudov@mail.ioffe.ru

IN-SITU STUDIES OF THE ACOUSTIC PROPERTIES OF ROCK MASS AND CONCRETE LINING IN UNDERGROUND FACILITIES OF THE FSUE "GKHK"

Savel'ev V. N. [1], Rozanov A.[1], Saveliev D. V. [1],
Medvedev V. N. [2], S. Kruglov, Y. [2], Mahmudov Kh. F. [3]
*[1]OOO "Pydicom", Russia, St. Petersburg, *e-mail: savelyev@pradicom.ru*
*[2]ФГУП "GCC", Krasnoyarsk Krai, Russia, St. Petersburg, *e-mail: medvedev@mcc.krasnoyarsk.ru*
*[3]Ioffe-Institute, Russia, St. Petersburg, St. Petersburg, *e-mail: h.machmoudov@mail.ioffe.ru*

The measurement of the spectral composition of the response of rocks to initiate his strike of the ball, as well as estimated energy in an elastic wave generated by impact of a ball (0.3 Joule). The spectral density of excitation of the array from hitting the ball is concentrated in the range from 0.7 to 3.2 kHz.

Повышение уровня безопасной эксплуатации подземных сооружений ФГУП «Горно-химический комбинат» (ФГУП «ГХК») производится системой акустико-эмиссионного (АЭ) мониторинга A-Line DDM, осуществляющей автоматизированный сбор акустических данных из массива горных пород. В работу системы включена методика контроля с прогнозом состояния горного массива и оценкой геомеханической устойчивости подземных сооружений ФГУП «ГХК».

Для корректной интерпретации результатов регистрации сигналов упругих волн из горного массива в системе A-Line DDM необходимо изучение акустических свойств горного массива и бетонной обделки. С этой целью был разработан, изготовлен и калиброван для измерения напряжений упругой волны пленочный пьезоприемник с линейной амплитудно-частотной характеристикой в диапазоне до 20 кГц. Измерения упругих волн проводились путем регистрации отклика бетонной обделки и горного массива на ударное воздействие. Ударное воздействие производилось стальным шаром массой 4.68 кг непосредственно по бетонной обделке, через стальную плиту, прикрепленную к бетонной обделке, а также по закладной, вделанной в бетонную стену. Шар подвешивался как маятник. Регистрация отклика массива производилась пьезопленочным датчиком и “шахтным” пьезодатчиком. с помощью четырехканального цифрового запоминающего осциллографа типа АКИП, соединенного с ноутбуком. Шахтный датчик устанавливался на глубине 3 м в горизонтальной скважине, пробуренной перпендикулярно плоскости стенки выработки, и находился непосредственно в горном массиве. Пьезопленочный датчик устанавливался на бетонную стенку.

Проведенные измерения скорости распространения упругой волны от удара шаром в слое бетона дали величину 3920 м/с. Оценка скорости волны в бетоне, произведенная с помощью расчета модуля упругости для плоской волны, составила величину 4343 м/с. По дисперсионным кривым для симметричной Лэмбовской моды S_1, и для симметричной нулевой моды S_0 было показано, что в случае действия источника упругих волн непосредственно в бетонной обделке горной выработки, энергия ударного воздействия на горный массив преобразуется в распространяющиеся нормальные волны S_0 и S_1, обусловленные упругими свойствами бетона и толщиной обделки. Контролируемый массив горных пород сложен биотитовыми гнейсами. Измерения скорости упругих волн в массиве горных пород дали величину 5318 м/с. Было проведено измерение спектрального состава отклика массива горных пород на возбуждение его ударом шара, а также оценена энергии в упругой волне, формируемой ударом шара (0,3 Дж). Спектральная плотность возбуждения массива от удара шаром концентрируется в диапазоне 0,7 - 3,2 кГц.

ЛИТЕРАТУРА

1. Петров В.А., Пикулин В.А., Розанов А.О., Савельев В.Н., Станчиц С.А. Способ определения энергии сигнала акустической эмиссии в твердом теле.-Патент Российской Федерации № 2037821, 1995.

2. В. С. Куксенко, Х. Ф. Махмудов. Экспериментальное и теоретическое изучение актов трещинообразования в гетерогенных материалах. Геология и геофизика, 2017, т. 58, № 6, с. 915—923

****

ПРЕДЕЛ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПОЛИПРОПИЛЕНОВЫХ ТРУБ

Герасимов А.И., Данзанова Е.В., Ботвин Г.В., Федоров Н.Р.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем нефти и газа СО РАН, dhv4071@mail.ru

LIMIT OF CRACK RESISTANCE OF POLYPROPYLENE PIPES

Gerasimov A.I., Danzanova E.V., Botvin G.V., Fedorov N.R.

The results of testing samples with notches cut from polypropylene pipes are given. Samples were tested with the surface layers removed from the outer and inner walls of the tubes. The results showed that removal of the surface layer from the inner wall of the pipes leads to an increase in the value of the fracture toughness limit.

Полипропиленовые (ПП) трубы в настоящее время наиболее востребованы в инженерных сетях коммуникаций благодаря своим некоторым преимуществам. Наиболее широко используются трубы из материала PPR ”рандом-сополимер”. На сегодняшний день трубы из данного материала являются универсальными, поскольку абсолютно термоустойчивы и выдерживают любую температуру окружающей среды, обладают высокой морозоустойчивостью, абсолютно экологичны и т.д. Эти трубы совершенно спокойно выдерживают испытания различными кислотными и щелочными растворами и при этом могут находиться в жидких агрессивных средах практически всё время без потери своих качеств. Это позволяет использовать PPR трубы соответствующих диаметров в химической и нефтехимической промышленности фактически без ограничения.

Из литературных источников известно, что существенное влияние на прочность полимера влияет характер структуры материала, сформированной в процессе производства. Полимерные трубы производятся способом непрерывной горячей экструзии, и на выходе интенсивно охлаждается наружная стенка труб. В связи с этим, для наружной стенки труб характерна мелкокристаллическая структура. Для внутренней стенки трубы вследствие медленного охлаждения характерна крупносферолитная структура, которая приводит материал к снижению ударной вязкости [1]. Исключение слоя с крупносферолитной структурой материала могло бы привести к улучшению его прочностных свойств.

Целью данной работы является исследование влияния поверхностного слоя внутренней и наружной стенки полипропиленовых труб на их предел трещиностойкости. Эксперименты проводились согласно работе [2]. Испытывались при одноосном растяжении три партии образцов, вырезанные из полипропиленовых труб в форме полосок с размерами 6×16,5×130 мм с краевой поперечной трещиной. Первая партия образцов изготавливалась без изменений, во второй и третьей партии образцов снимались поверхностные слои толщиной в 0,2 мм со стороны внутренней и наружной стенки соответственно. Надрезы глубиной 5,75 мм наносили ножовочным полотном и заостряли бритвой. Кратковременные испытания на растяжение проводились при температурах минус 20 C, минус 10 C, 0 C и комнатной (плюс 23 C) при скорости движения захватов машины 100 мм/мин.

Вычисления предела трещиностойкости при осевом растяжении I_C проводили по соотношению:

$$I_C = \sigma\sqrt{\pi l}\cdot\xi(l/b), \qquad (1)$$

где σ — разрушающее напряжение образца с надрезом, l – длина (глубина) надреза, b – полуширина образца, ξ(l/b) — табулированная функция [3].

Результаты испытаний при различных температурах приведены на рис. 1.

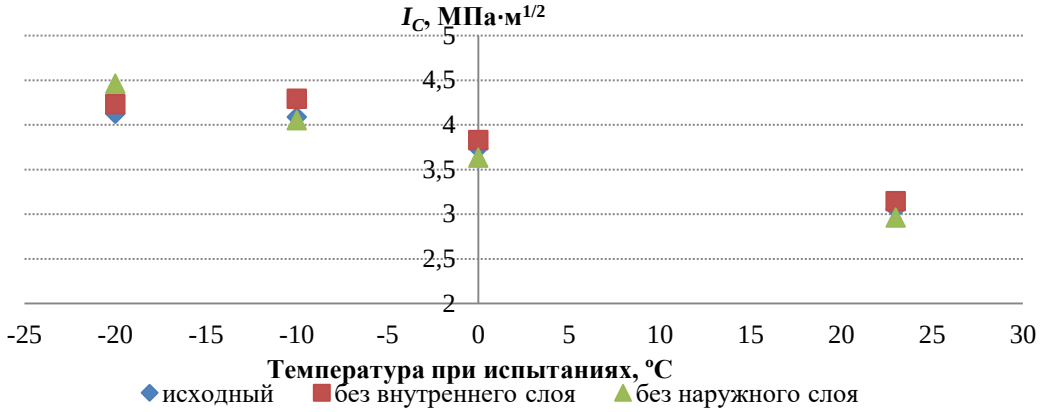


Рис. 1. Результаты испытаний образцов с трещиной при различных температурах

При температурах испытаний от минус 10 ºС до положительных температур наблюдается понижение значений условного предела трещиностойкости. Удаление поверхностного слоя с внутренней стенки полипропиленовой трубы приводит к увеличению трещиностойкости, и напротив, снятие поверхностного слоя наружной стенки трубы приводит к уменьшению трещиностойкости. Таким образом, подтверждено мнение других исследователей о том, что наличие крупносферолитной структуры материала полимера способствует к уменьшению его прочностных свойств.

Литература:

1.Кайгородов, Г.К., Каргин В.Ю. Влияние скорости охлаждения полиэтиленового сварного шва на его прочность // Трубопроводы и экология. – 2001. - № 2. – С.13-14.

2.Родионов А.К., Бабенко Ф.И. Оценка трещиностойкости сварных стыковых соединений газопроводов, изготовленных из полиэтиленовых труб ПЭ80 [Электронный ресурс] // Электронный научный журнал “Нефтегазовое дело”. – 2012. - № 5. - С. 435-446. – URL: http://ogbus.ru/authors/Rodionov/Rodionov_2.pdf

3.Черепанов Г.П. Механика разрушения композиционных материалов. - М.: Наука, 1983.-296 с.

****

О РАСПРОСТРАНЕНИИ НЕЛИНЕЙНЫХ ВОЛН ДЕФОРМАЦИЙ В СЛАБО ПОРИСТОЙ СРЕДЕ

Дудко О.В.[1,2], Лаптева А.А.[1]

Россия, [1]Институт автоматики и процессов управления Дальневосточного отделения РАН, [2]Дальневосточный федеральный университет, dudko@iacp.dvo.ru

ON THE PROPAGATION OF NONLINEAR DEFORMATION WAVES IN THE SLIGHTLY POROUS MEDIUM

Dudko O.V., Lapteva A.A.

The evolution of nonlinear deformation waves in slightly porous materials is studied. The nonstationary loading modes leading to plane one-dimensional weak and strong discontinuities are discussed.

Изучается эволюция нелинейных волн деформаций в слабо пористых материалах. Проводится анализ режимов нестационарного нагружения пористого полупространства, приводящих к возникновению плоских одномерных фронтов слабых и сильных разрывов деформаций – волн ускорений и ударных волн. Ранее для материалов с различным сопротивлением растяжению и сжатию было показано [1], что описание таких эффектов нелинейной динамики деформирования можно проводить в рамках простейших кусочно-линейных модельных приближений, не выходя за пределы малых деформаций. Здесь слабо пористый материал считаем идеально-упругой разнопрочной средой [2] с кусочно-линейной диаграммой одноосного деформирования $\sigma(e)$, имеющей одну ненулевую сингулярную точку $\sigma(e^*)$ в области сжатия ($e^*<0$, $\sigma(e^*)<0$). Динамический переход через особую точку зависимости «напряжения-деформации» сопровождается

изменением механических параметров материала (упругих модулей среды) в модельных соотношениях и фактически соответствует обратимому схлопыванию или раскрытию пор.

Для нестационарной краевой задачи об одноосном ударном нагружении слабо пористого упругого полупространства построено дерево решений (волновых картин из сильных и слабых разрывов), ветви которого соответствуют различным формам функции перемещения граничных точек среды $u(0,t)=\phi(t)\geq 0$ ($\phi(0)=0$, $\phi'(t)>0$).

Показано, что в случае нелинейной монотонно возрастающей функции $\phi(t)$ при переходе напряжения через особую точку $\sigma(e^*)$ в момент времени $t=t^*$ может возникнуть как уединенный сильный разрыв (ударная волна), так и два слабых фронта (волны ускорений, ограничивающие расширяющийся слой простой волны). Реализация первого или второго варианта зависит от направления выпуклости функции $\phi(t)$, т.е. от знака ее второй производной. Если $\phi''(t)<0$ ($\phi(t)$ – выпуклая функция) и начальное сжатие сразу привело к мгновенному схлопыванию пор ($\sigma(e)|_{t=0}<\sigma(e^*)<0$), то при достижении убывающей по модулю граничной нагрузкой уровня $\sigma(e^*)$ от границы полупространства отделяется простая волна, ограниченная двумя фронтами ускорений, движущимися с характеристическими скоростями a и b ($0<b<a$). Если сжимающая нагрузка на границе не привела при $t=0$ к мгновенному схлопыванию пор и $\phi''(t)>0$ ($\phi(t)$ – вогнутая функция), то переход граничного напряжения через особую точку диаграммы в момент $t=t^*$ вызывает возникновение единичного сильного разрыва, движущегося с переменной скоростью $G(t)$ ($b<G(t)<a$). Вычислено краевое условие ($u(0,t)|_{t>t^*}=\phi^*(t)$), при котором скорость возникшего сильного разрыва оказывается постоянной. Ансамбль чередующихся уединенных сильных разрывов и простых волн возникает при осцилляции граничной нагрузки в окрестности особой точки $\sigma(e^*)$, что соответствует непрерывно возрастающей по времени функции $\phi(t)$, изменяющей в некоторые моменты направление своей выпуклости.

Литература:

1. Дудко О.В., Лаптева А.А., Семенов К.Т. О распространении плоских одномерных волн и их взаимодействии с преградами в среде, по-разному сопротивляющейся растяжению и сжатию // Дальневосточный математический журнал. 2005. Т. 6. № 1-2. С. 94-105.

2. Садовская О.В., Садовский В.М. Математическое моделирование в задачах механики сыпучих сред. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. 368 с.

****

ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ УГЛЕЙ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ ТОПЛИВНЫХ БРИКЕТОВ

Николаева Л.А.

ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, Россия, lanikolaeva_ipng@mail.ru

Подобраны оптимальные составы, режимы механоактивации наполнителя, обеспечивающие улучшенные физико-механические характеристики брикетов, что связано с усилением взаимодействия на межфазной границе «уголь-связующее».

Для северных и арктических районов Якутии обеспечение тепловой энергией в настоящее время производится за счет завозимого топлива, несмотря на сложности и высокую стоимость доставки. В настоящее время единого научно обоснованного подхода к выбору эффективного связующего и технологического регламента производства угольных брикетов на базе Кангаласского месторождения не имеется, поэтому разработка технологии производства брикетированного буроугольного топлива для Республики весьма актуальна и имеет большую практическую перспективу для решения топливной проблемы в отдаленных районах Севера с неудовлетворительной транспортной схемой, где отсутствуют традиционные виды топлива и затруднен завоз нефтепродуктов [1].

Ранее проведенными исследованиями в лаборатории строительных композиционных материалов Института неметаллических материалов СО РАН доказана невозможность брикетирования бурых углей Кангаласского месторождения без добавления связующих веществ,

было выявлено преимущество изготовления связующей композиции на основе гудрона, при использовании которой получаемые брикеты характеризовались стабильным уровнем эксплуатационных характеристик [2]. Поэтому в качестве связующего вещества, повышающего качественные и теплотехнические характеристики топлива, выбран гудрон от переработки нефти Талаканского месторождения РС (Я). Однако высокое содержание остаточных масел в гудроне отрицательно сказывается на адгезионных свойствах. Улучшение свойств гудрона в направлении повышения адгезионной активности требует его дополнительного окисления, что влечет за собой использование дополнительных установок для высокозатратного термохимического окисления и отрицательно повлияет на экономические параметры производства брикетов. Наиболее эффективными и технологичными для этих целей представляются высокодисперсные органо-минеральные наполнители. В качестве наполнителя улучшающего взаимодействие системы «уголь-связующее» использован сухой диспергированный сапропель оз. Большая Чабыда.

Предпосылкой использования дисперсных веществ органического и минерального происхождения в качестве модифицирующих добавок при наполнении связующего вещества в технологии брикетирования бурых углей, помимо обширной сырьевой базы и дешевизны, явились их специфические свойства, обусловленные их повышенной удельной поверхностью, пористостью, а также высокими адсорбционными характеристиками. Наличие указанного комплекса свойств и характеристик может обеспечить существенное снижение себестоимости производства и улучшения свойств буроугольных брикетов. Смесевые композиции с различным содержанием бурого угля и связующей композиции на основе органо-минеральных добавок получали по методике, которая включает подготовку шихты, состоящей из нескольких операций: составление шихты или дозировка компонентов, предварительное смешение, разогрев шихты и перемешивание ее в нагретом состоянии (гомогенизация), охлаждение перед прессованием. Для достижения большей эффективности перед введением в связующее сапропели предварительно высушивались при 110°С для удаления части остаточной влаги и подвергались механической активации на планетарной мельнице АГО-2 в течение двух минут. При механической активации одновременно с диспергированием и увеличением удельной поверхности частиц происходит их перевод в высоковозбужденное состояние, характеризуемое повышенными значениями поверхностной энергии. Безусловно, применение таких веществ в качестве модификаторов связующего может дать значительный положительный эффект за счет повышения активности по отношению к нефтяному связующему. В буроугольной смеси активированные вещества должны способствовать интенсификации адгезионного контакта на границе раздела «уголь-связующее».

Комплекс исследований буроугольных брикетов включал исследования физико-механических свойств по определению предела прочности при сжатии по ГОСТ 21289-75 на универсальной испытательной машине «UTS-2»; водопоглощения по ГОСТ 21290-75; зольности по ГОСТ 11022-95; выхода летучих веществ по ГОСТ 6383-2001; массовой доли общей серы по ГОСТ 8606-93, дымности и слипаемости по критериям, принятыми в исследовательской практике ФГУП Института горючих ископаемых (г. Москва). Изучение теплотворных свойств проводилось по определению теплоты сгорания по ГОСТ 147-74.

Изучение текстурных характеристик наполнителей показывает, что в активированном состоянии сапропели характеризуются меньшим размером пор, увеличением их количества, о чем можно судить по увеличению удельного объема пор, повышенной удельной геометрической поверхностью по сравнению с неактивированным сапропелем. При механической активации сапропеля кроме диспергирования происходит разрушение степени упорядоченности кристаллической структуры, появляются дефекты, происходит переход к метастабильному, неравновесному состоянию частиц, что приводит к уменьшению размеров частиц сапропеля, и соответственно, к увеличению их количества. Таким образом, исследования показали, что использование механоактивации приводит к усилению адсорбционных свойств сапропелей.

Анализ изменения свойств связующей композиции показывает, что для наполнителей предварительная активация в планетарной мельнице приводит к улучшению физико-механических свойств по сравнению со связующим, содержащим неактивированный наполнитель той же концентрации.

Результаты физико-механических исследований буроугольных брикетов показывают, что модификация гудрона сапропелями комплексно воздействовала на материал: прочность при сжатии брикетов выше нормируемого показателя на 1,5–3,2 раза. Зольность колеблется в пределах 14,20-

18,50 %, что значительно ниже нормируемого показателя. Содержание серы в полученных брикетах – ниже в 8–19 раз. Влагосодержание в образцах со связующей композицией приблизительно в 1,5 раза ниже, чем в исходном угле, что связано с введением добавки и некоторым подсушиванием в процессе подготовки смесей (термообработкой). Водопоглощение брикетов составляет 2,15-2,45 %, что ниже на 18-28% от нормируемых показателей, при этом остаточная прочность брикетов снижается на 15-25%. Также все образцы характеризуются отсутствием слипаемости друг с другом. С введением в гудроны наполнителей теплота сгорания брикетов увеличивается до 28,64 МДж/кг.

Получаемые при оптимизированных технологических параметрах и составах брикеты по содержанию летучих веществ относятся к категории дымных бытовых твердых топлив. Однако, с увеличением времени выдержки при температуре обработки 230˚С до 360 мин, возможно снижение содержания летучих веществ на 14-16%. Для выделения летучих веществ, внесенных вместе со связующими веществами, и уменьшения «дымности» брикеты подвергаются вторичной температурной обработке. Также установлено, что буроугольные брикеты с модифицированным гудроном менее подвержены разрушению при атмосферном воздействии и могут храниться в открытых помещениях в естественных условиях до полугода. Сжигание полученного топлива при 850ºС показало, что возгорание брикетов происходит в течение 110-113 с, причем незначительные выделения копоти при загорании и горении наблюдаются для брикетных образцов, содержащих как немодифицированный, так и модифицированный гудрон.

Доказана правомерность использования активированного сапропеля в качестве структурно-активной добавки в буроугольную композицию, т.к. физико-химические характеристики брикетов с активированным сапропелем имеют лучшие показатели, чем композиции с неактивированным сапропелем, причем улучшение характеристик прямо пропорционально виду и количеству добавки. Лимитирующим фактором по количеству композиции могут быть требования по физико-механическим характеристикам и экономическая целесообразность, причем последняя определяется как текущими ценами на буроугольные брикеты в зависимости от калорийности и зольности, так и ценами на компоненты связующей композиции.

Список литературы

1. Николаева Л.А., Латышев В.Г., Буренина О.Н. Топливные брикеты из бурых углей Якутии // Химия твердого топлива. 2009. №2. С. 55-59.

2. Буренина О.Н., Латышев В.Г., Николаева Л.А. Рациональное использование отходов угледобычи Кангаласского угольного разреза РС (Я) // Вестник Международной Академии наук экологии и безопасности жизнедеятельности. 2008. Т.13. № 3. С. 14-16.

****

ДОРОЖНЫЙ АСФАЛЬТОБЕТОН НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО БИТУМНОГО ВЯЖУЩЕГО

Николаева Л.А.

ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, Россия, lanikolaeva_ipng@mail.ru

В работе рассматривается влияние связующей композиции, модифицированного адгезионной добавкой Rediset WMX-8017 на физико-механические свойства асфальтобетона. Выявлена эффективность модификации адгезионной добавкой нефтяного связующего, что позволила получить модифицированные асфальтобетоны с улучшенными физико-механическими характеристиками по сравнению с традиционным асфальтобетоном.

Состояние автомобильных дорог в России остается серьезной проблемой. Причинами этого являются не только отсутствие необходимых технологий и специальной дорожной техники, но и в большинстве суровые климатические условия, что оказывает негативное влияние на состояние дорожного полотна и сроки его службы. Основной разрушающий фактор – воздействие отрицательной температуры на земляное полотно и на покрытие. Практика эксплуатации дорожных покрытий с использованием битумов дорожных вязких марки БНД, изготавливаемых российскими НПЗ, свидетельствует о том, что разрушение покрытия начинается уже в первый год эксплуатации из-за недостаточной способности битумного вяжущего к растяжению, хотя существующие требования к дорожным битумам, сформулированные в ГОСТ 22245-76, выполняются [1-2].

Применение Rediset WMX-8017 в дорожном строительстве повышает долговечность покрытий и снижает затраты на ремонтные расходы. Асфальтобетон, полученный с применением адгезионной добавки Rediset WMX-8017, обладает улучшенными свойствами: повышенной прочностью, морозоустойчивостью, водостойкостью, что в целом способствует решению проблем повышения качества асфальтобетонов и продлению сроков службы дорожных асфальтобетонных покрытий.

Целью работы является разработка технологии производства асфальтобетона с улучшенными техническими показателями на основе битумных вяжущих, модифицированных адгезионной добавкой Rediset WMX 8017.

Технология изготовления образцов из асфальтобетона с адгезионной добавкой состоит из нескольких этапов: измельчения, просеивания, разогрева сырья до определенной температуры, соединения, прессования. Приготовление предлагаемой асфальтобетонной смеси не требует дополнительных устройств и приспособлений. Смесь легко получается смешением входящих в ее состав ингредиентов на стандартном оборудовании, имеющемся на асфальтобетонных заводах [3-5].

В предварительно нагретый при 110°С нефтяной битум вводится адгезионная добавка и смесь перемешивается при температуре 140-150ºС с измельченным щебнем и песком до образования однородной смеси. Давление на уплотняемую смесь составляло 40 МПа, выдержка - 3,0±0,1 мин. По истечении 3-х суток образцы были готовы для проведения испытаний. В качестве вяжущего были выбраны нефтяные битумы марки БНД 90/130 и БНД 60/90. В качестве модификатора битума – адгезионная добавка Rediset WMX 8017.

Выбор оптимального состава модифицированной асфальтобетонной смеси, осуществляется из условия наибольшей прочности при сжатии и морозостойкости асфальтобетона. Исследования механических свойств асфальтобетонов проводились согласно ГОСТ 9128-2009. Образцы для исследований были изготовлены при усилии прессования 40 МПа с выдержкой 3 мин, высотой и диаметром 71,4 мм.

Анализ полученных результатов показывает, что оптимальное значение по прочности при сжатии у образцов с содержанием 5-6 мас.% в случае как применения БНД 90/130, так и БНД 60/90. Выбрано оптимальное значение битума равное 5-6 мас.%, которое будет использовано при оптимизации модифицированных составов асфальтобетона. Значение прочности при сжатии асфальтобетонных образцов составляет 2-2,5 МПа. Дальнейшее исследование заключалось в выборе оптимального количества адгезионной добавки. Количество варьировалось от 0,2 до 1,4 мас.% от массы связующей композиции.

Установлено, что механические свойства асфальтобетонных смесей на модифицированных битумах превосходят аналогичные показатели свойств асфальтобетонной смеси по сравнению с не модифицированным битумом. Содержание адгезионной добавки равная 0,8 мас.% от массы связующей композиции следует считать оптимальным количеством для изготовления прочных асфальтобетонов, при таком содержании добавки прочность при сжатии асфальтобетонов достигает максимального значения 3,1-3,82 МПа. Таким образом, показано, что введение адгезионной добавки приводит к упрочнению асфальтобетонов.

Для оптимизированных составов асфальтобетонной смеси были определены основные физико-механические характеристики: средняя плотность, водонасыщение, прочность при сжатии при 0, 20, 50ºС, потеря прочности после 5, 10 циклов замораживания и оттаивания. Полученные данные свидетельствуют, что введение адгезионной добавки в битумное вяжущее приводит к значительному улучшению технических характеристик. Так, значение прочности при сжатии образцов при содержании 5 мас. % адгезионной добавки в БНД 60/90 повышается при температуре испытаний температуре при 0˚С на 1,02%, при 20˚С на 15% , при 50˚С на 57%. по сравнению с немодифицированными образцами. Плотность образцов изменяется, но не значительно. При модифицировании образцов асфальтобетонов наблюдается улучшение показателей водопоглощения и водостойкости. Далее проведены исследования образцов на устойчивость к процессам замораживания-оттаивания, что хорошо коррелирует с долговечностью композита в условиях эксплуатации.

Динамика изменения прочностных характеристик модифицировааных асфальтобетон показывал, что после 10 циклов последовательного замораживания – размораживания оттаивания, остаточная прочность составляет 24%, в то время как у исходных образцов в этих условиях происходит снижение прочности на 32%, что не отвечает требованиям ГОСТ.

На основании полученных результатов установлено, что использование адгезионной добавки является перспективным и позволяет улучшить физико-механические характеристики асфальтобетонных композитов, повысить в значительной степени долговечность асфальтобетонов на их основе.

Литература

1. Прокопец В.С., Иванова Т.Л. Модификация дорожного асфальтобетона Омск: СибАДИ, 2012. –116 с.

2. Николаева Л.А. Дорожный асфальтобетон на основе модифицированного вяжущего [текст]. / О.Н. Буренина, С.Н. Попов. – Я.: Научный журнал КубГАУ, № 85(01), 2013. 10с.

3. Приготовление и применение полимерно-битумного вяжущего. Тематическая подборка. http://www.gosthelp.ru/text/Prigotovlenieiprimeneniep.html

4. Верьенко В.А. Новые материалы в дорожном строительстве: Учеб. пособие / – Мн.: УП «Технопринт», 2004 – 170 с.

5. ОДН 218.046-1 Проектирование нежестких дорожных одежд. – Введ. 01.01.2001. – М.: Изд-во стандартов, 2001. – 183 с.

****

О ПРИМЕНЕНИИ ЛУЧЕВЫХ РЯДОВ В ЗАДАЧАХ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ДИНАМИКИ НЕЛИНЕЙНО-УПРУГИХ НЕСЖИМАЕМЫХ СРЕД

Рагозина В.Е.[1], Иванова Ю.Е.[1,2]

[1]*Россия, ИАПУ ДВО РАН,* ragozina@vlc.ru

[2]*Россия, ДВФУ,* ivanova@iacp.dvo.ru

ON THE APPLICATION OF RAY SERIES IN THE PROBLEMS OF THE AXISYMMETRIC DYNAMICS OF NONLINEAR LASTIC INCOMPRESSIBLE MEDIUM

Ragozina V.E., Ivanova Yu.E.

The problem solution of the spiral motion of a nonlinear elastic incompressible medium, caused by impact loading at the boundary of a cylindrical cavity, is obtained. The solution is based on a modified ray method developed for problems with surfaces of strong discontinuities. The change of the method is connected with the inclusion of additional series of a special kind in the scheme of the method.

Ударной динамике нелинейно-упругих сред посвящено значительное число исследований [1], [2]. Известно, что применение прифронтовых лучевых решений в различных версиях метода является одним из наиболее эффективных методов в динамике деформаций [3]. В частности, лучевой метод применялся в задачах идеальной пластичности для гиперболической системы ее уравнений, в динамике вязкоупругих сред, к задачам динамики в теории упругости. В случае динамических процессов, вызванных кратковременными интенсивными нагрузками, по среде распространяются волны деформации. Для этих задач теряется возможность применения классической схемы лучевого метода за счет нарушения рекуррентности бесконечной цепочки дифференциальных уравнений затухания. Для того, чтобы скорректировать эту ситуацию, изменяют лучевую схему, применяя дополнительные встроенные ряды для скачков производных перемещений, через которые задаются коэффициенты лучевого ряда [4]. В данной работе на основе модифицированного метода лучевых рядов строится решение осесимметричной одномерной задачи ударной деформации. Ударное нагружение по внутренней поверхности цилиндрической полости радиуса r_0, расположенной в нелинейно-упругой несжимаемой изотропной предварительно недеформированной среде, приводит к тому, что все точки среды начинают движение по винтовым траекториям. В цилиндрической системе координат это движение можно представить как

$$\begin{cases} u_r = r\left(1-\cos\Psi\right) \\ u_\varphi = r\sin\Psi \\ u_z = u_z\left(r,t\right), \end{cases} \tag{1}$$

где $\Psi\left(r,t\right)$ – угол поворота точек среды. Для демонстрации особенностей метода наиболее информативны следующие уравнения движения:

$$\frac{u_z,_{tt}}{C^2} = u_z,_{rr}\left(1+3\alpha u_z^2,_r+\alpha r^2\Psi,_r^2\right)+2\alpha r^2\Psi,_r u_z,_r \Psi,_{rr}+\frac{u_z,_r}{r}\left(1+\alpha u_z^2,_r+3\alpha r^2\Psi,_r^2\right),$$
$$\frac{\Psi,_{tt}}{C^2} = \Psi,_{rr}\left(1+\alpha u_z^2,_r+3\alpha r^2\Psi,_r^2\right)+2\alpha\Psi,_r u_z,_r u_z,_{rr}+\frac{\Psi,_r}{r}\left(3+3\alpha u_z^2,_r+5\alpha r^2\Psi,_r^2\right), \tag{2}$$
$$C^2=\mu\rho^{-1},\quad \alpha=\left(a+b+\kappa+d\right)\mu^{-1}.$$

На границе поле перемещений и угол поворота точек среды известны и задаются функциями времени:

$$u_z\big|_{r=r_0} = v_0 t+\frac{at^2}{2},\quad \Psi\big|_{r=r_0}=\varphi_0 t+\frac{\chi t^2}{2}, \tag{3}$$

где $v_0, a-$ начальные скорость и ускорение движения точек контура, $\varphi_0, \chi-$ угловая скорость и ускорение.

Анализ динамических условий совместности для поставленной задачи приводит к заключению об образовании единственной поперечной расходящейся ударной волны $\Sigma\left(t\right)$ со скоростью:

$$G = C\left(1+\frac{\alpha}{2}\left(r^2\left[\Psi,_r\right]^2+\left[u_z,_r\right]^2\right)\right). \tag{4}$$

На поверхности $\Sigma\left(t\right)$ выполняются краевые условия:

$$\Psi\big|_{r_\Sigma}=0,\quad u_z\big|_{r_\Sigma}=0,\quad r_\Sigma = r_0+\int_0^t G\left(\xi\right)d\xi. \tag{5}$$

Для определения приближенного аналитического решения поставленной задачи (2) – (5) был использован модифицированный метод лучевых рядов.

Искомое решение представлялось лучевыми рядами:

$$u_z\left(r,t\right) = -\sum_{k=1}^{\infty}\frac{1}{k!}\left[\frac{\partial^k u_z}{\partial t^k}\right]\Big|_{t_\Sigma}\left(t-t_\Sigma\right)^k = -\kappa_2\left(t-t_\Sigma\right)-\frac{1}{2}\chi_2\left(t-t_\Sigma\right)^2+\ldots,$$
$$\Psi\left(r,t\right) = -\sum_{k=1}^{\infty}\frac{1}{k!}\left[\frac{\partial^k \Psi}{\partial t^k}\right]\Big|_{t_\Sigma}\left(t-t_\Sigma\right)^k = -\kappa_1\left(t-t_\Sigma\right)-\frac{1}{2}\chi_1\left(t-t_\Sigma\right)^2+\ldots,\quad t\ge t_\Sigma,\quad t_\Sigma=\int_{r_0}^{r}G^{-1}\left(\xi\right)d\xi, \tag{6}$$

где t_Σ – уравнение эйконала. Ряд (6) подобен ряду Тейлора, но его коэффициенты вычисляются на подвижной поверхности $\Sigma\left(t\right)$. Записывая исходные уравнения движения в разрывах, получим соотношения:

$$\frac{\delta\kappa_1}{\delta t} = f_1\left(\kappa_1,\kappa_2,\frac{\delta\kappa_2}{\delta t},\chi_1,\chi_2\right),\quad \frac{\delta\kappa_2}{\delta t} = f_2\left(\kappa_1,\kappa_2,\frac{\delta\kappa_2}{\delta t},\chi_1,\chi_2\right). \tag{7}$$

Наличие в системе (7) величин χ_1,χ_2 в качестве аргумента является ограничением применимости лучевого метода для ударных волн, т.к. происходит нарушение рекуррентности. Если бы в число аргументов в соотношениях (7) не входила величины χ_1,χ_2, то равенства (7) можно было бы рассматривать как систему обыкновенных дифференциальных уравнений. Для ударных волн был предложен вариант лучевого метода [4], в котором искомые величины $\kappa_1,\ \kappa_2,\ \chi_1,\ \chi_2$ представлялись дополнительными разложениями по δ – производным для малых послеударных времен:

$$\kappa_i \approx \kappa_{i0}+\frac{\delta\kappa_{i0}}{\delta t}t+\ldots,\quad \frac{\delta^k\kappa_i}{\delta t^k}\bigg|_{t=0}=\frac{\delta^k\kappa_{i0}}{\delta t^k},\quad \chi_i\approx\chi_{i0}+\ldots,\quad i=1,2. \tag{8}$$

Разложения (8) позволяют свести равенства (7) к системе алгебраических соотношений, связывающих основные новые неизвестные – коэффициенты внутренних рядов (8):

$$\frac{\delta\kappa_{10}}{\delta t}\left(2+\frac{2\alpha\kappa_{20}^2}{C^2}+\frac{5\alpha r_0^2\kappa_{10}^2}{C^2}\right)+\frac{3\alpha\kappa_{10}\kappa_{20}}{C^2}\frac{\delta\kappa_{20}}{\delta t}-\frac{2\alpha}{C^2}\left(r_0^2\kappa_{10}^2\chi_{10}+\kappa_{10}\kappa_{20}\chi_{20}\right)+\frac{11\alpha r_0\kappa_{10}^3}{2C}+\ldots=0,$$

$$\frac{3\alpha r_0^2\kappa_{10}\kappa_{20}}{C^2}\frac{\delta\kappa_{10}}{\delta t}+\frac{\delta\kappa_{20}}{\delta t}\left(2+\frac{5\alpha\kappa_{20}^2}{C^2}+\frac{2\alpha r_0^2\kappa_{10}^2}{C^2}\right)-\frac{2\alpha}{C^2}\left(r_0^2\kappa_{10}\kappa_{20}\chi_{10}+\kappa_{20}^2\chi_{20}\right)+\frac{3\alpha\kappa_{20}^3}{2Cr_0}+\ldots=0, \qquad (9)$$

$$r_\Sigma=r_0+At+\ldots,\quad t_\Sigma=\frac{r-r_0}{A}+\ldots,\quad A=C\left(1+\frac{\alpha}{2C^2}\left(\kappa_{20}^2+r_0^2\kappa_{10}^2\right)\right).$$

Краевые условия (3) на границе полости позволяют определить константы:

$$\kappa_{10}=-\varphi_0,\quad \kappa_{20}=-v_0,\quad \chi_{10}=-\chi,\quad \chi_{20}=-a. \qquad (10)$$

Величины $\delta\kappa_{10}/\delta t$, $\delta\kappa_{20}/\delta t$ определяются из уравнений затухания (9) и зависят от всех констант (10), т.е. возникает взаимовлияние различных типов деформации.

Литература

1. Бленд Д. Нелинейная динамическая теория упругости. М.: Мир, 1972. 183 с.

2. Куликовский А.Г., Свешникова Е.И. Нелинейные волны в упругих средах. М.: Московский лицей. 1998. 412 с.

3. Rossikhin Yu. A., Shitikova M.V. Ray method for solving dynamic problems connected with the propagation of wave surfaces of strong and weak discontinuities // Appl. Mech. Reviews. 1995. V. 48. №1. P. 1–39.

4. Герасименко Е.А., Рагозина В.Е. Лучевые разложения в изучении закономерностей распространения неплоских ударных волн // Вестник СамГУ. Естественнонауч. серия. 2006. № 6/1 (46). С. 94–113.

****

ВЛИЯНИЕ МИКРОНАНОЖЕЛЕЗА НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИЙ ЭПОКСИ-КОМПОЗИТА.

Старокадомский Д.Л.

Институт Химии Поверхности им.акад.А.А.Чуйко, НАН, Киев, staromsky@isc.gov.ua

THE EFFECT OF MICRODISPERCED IRON ON DESTRUCTION AND DEFORMATIONS OF EPOXY COMPOSITES.

Starokadomsky D.L.

Chuiko Institute of Chemistry of Surface, NAS, Kiev, staromsky@isc.gov.ua

Исследовано влияние 10 и 50 мас% порошков железа марок Р10 и Р20 на композит Epoxy520 – РЕРА (соотношение 5:1). Показано что ввведение микро-наножелеза в эпоксиполимер позволяет получать железо-эпоксидные композиты без существенного изменения адгезионных свойств и модуля при изгибе, и с небольшим (10-15%) снижением прочности при сжатии. При этом термостойкость не изменяется и имеет место повышение прочности при сжатии после 250 °С (в отличие от ненаполненного).

Эпоксидные композиты используются во многих металлоёмких отраслях (авто-, судо-авиакосмическая, строительная, ремонтная). Поэтому интерес к металло\железосодержащим композитам пока вряд ли ослабеет. Микронаножелезо представляет в этом плане интересный модельный наполнитель. Исследовано влияние 10 и 50 мас% порошков железа марок Р10 и Р20 композит Epoxy520 – РЕРА (соотношение 5:1).

Как видно из таб.1, наполнение 10 и 50 мас% микрожелеза (в том числе модифицированного) влияния на адгезию к стали наполнение не оказывает (таб.1). Усиление прочности на изгиб стало возможным лишь после поверхностного модифицирования железа акриловым лаком (таб.1). Наполнение приводит и к стабильному небольшому снижению прочности сжатия. Но интересно, что

после жёсткой термообработки (250 °С) наполненные образцы, в отличие от ненаполненного, упрочняются (таб.1), и это упрочнение при оптимальном проценте и модифицировании железа может быть существенно. Кроме того, изменяется диаграмма разрушения (рис.1), в которой после наполнения предел текучести существенно ниже предела окончательного разрушения.

Таб.1. Нагрузки разрушения цилиндров композитов (d=7мм, h=11 мм, в Кгс), обработанных при 75 °С 2 часа и затем дополнительно при 250 °С (для тестов сжатия).

	Ненаполн.	Ж-зо Р10, 10 мас%	Ж-зо Р10, 50 мас%	Ж-зо Р20, 50 мас%	Р10\мд.акр. 10мас%	Р10\мд.акр. 50мас%
Сжатие, н.усл.	450	390	380	370	400	400
Сжатие, после 250°С 1 час	420	385	420	390	425	565
Модуль изгиба Е. кгс/см^2	24	24	24	17	27	30
	Ненаполн.	Ж-зо Р10, 10 мас%	Ж-зо Р10, 50 мас%	Ж-зо Р20, 50 мас%	Р10\мд.акр. 10мас%	Р10\мд.акр. 50мас%
Адгез.отрыв	70	40	70	70	50	70
Адгез сдвиг	55	65	60	45	55	50

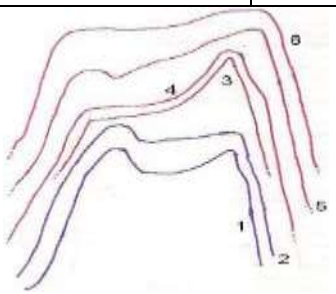


Рис.1. Типичные диаграммы сжатия композитов ненаполненных (№№1 и2), а также с 10 мас% исходного и модифицированного микрожелеза марки Р10 (№№3 и4) и 50 мас% микрожелеза марок Р10 и Р20 (№№5 и 6).

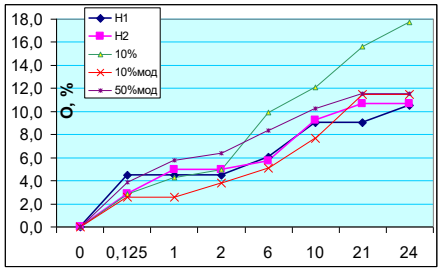


Рис.2. График набухания в 25%-й HNO3 образцов ненаполненных (Н1 и Н2) и с микронаножелезом Р10.

Термограммы образов без и с 10 мас% железа Р10 по виду практически идентичны - разница лишь невыгоревшем остатке (для 50%-го образца, потеря веса составляет почти 50%, для 10 мас% наполнения – порядка 10% ит.д.). Таким образом, наполнение железом на общий характер термоокислительной деструкции полиэпоксида влияет незначимо.

Вполне ожидавшееся ухудшение стойкости к азотной кислоте (легко взаимодействующей с микрожелезом) оказалось не всегда значительное. Поверхностная модификация железа даже может временно замедлить динамику набухания при некоторых наполнениях (например 10% мод.Р10 на рис. 2).

Таким образом, введение микро-наножелеза в эпоксиполимер позволяет получать железо-эпоксидные композиты без существенного изменения адгезионных свойств и модуля при изгибе, и с небольшим (10-15%) снижением прочности при сжатии. При этом термостойкость не изменяется, а в случае прочности сжатия усиливается (что видно из повышения прочности при сжатии после 250 °С, чего нет у ненаполненного).

****

РАЗРУШЕНИЕ НЕТКАНОГО АГРОВОЛОКНА ИЗ ПОЛИЛАКТИДА

Тертышная Ю.В.[1,2], Левина Н.С.[2], Шибряева Л.С.[1,2], Бидей И.А.[2]
Россия, [1]Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Россия
Россия, [2]Федеральный научный агроинженерный центр ВИМ, Россия
E-mail: terj@rambler.ru

DEGRADATION OF NONWOVEN AGROFIBERS FROM POLYLACTIDE

Tertyshnaya Yu.V.[1,2], Levina N.S.[2], Shibryaeva L.S.[1,2], Bidey I.A.[2]

The creation of new polymeric materials from vegetable raw materials is an actual task of the present time.

One of these polymers is polylactide. Polylactic acid (PLA) is a linear polyester obtained by polymerization of lactic acid. PLA is a transparent, thermoplastic polymer that exhibits good mechanical properties, non-toxicity and ability to biodegrade in certain conditions. In this work, PLA used is 4032D, Nature Works (USA). Polylactide nonwoven fibers are obtained by electrospinning. Fiber for agronomic purposes is obtained from a 5% solution of PLA in chloroform. The fiber of PLA was used as the material for the seeding of wheat. The purpose of agrofibers for sowing seeds is to ensure environmentally friendly conditions for the germination of seeds, their protection from exposure to pathogenic systems, the creation of a microclimate favorable to the germination and development of plants.

Создание новых полимерных материалов из растительного сырья – актуальная задача настоящего времени. Все больше говорится о том, что надо исследовать и внедрять биодеградируемые природные полимеры [1, 2]. Одним из таких полимеров является полилактид. Полилактид (ПЛА) – линейный полиэфир, получаемый полимеризацией молочной кислоты, которая, в свою очередь, является продуктом брожения сусла (сырье – отходы свекловичного, злакового производства). ПЛА – прозрачный, термопластичный полимер, который демонстрирует хорошие механические свойства, нетоксичность, способность к биодеградации в определенных условиях [3, 4]. Широкое применение ПЛА находит в качестве упаковочного материала (подложки, контейнеры, одноразовая посуда) и в медицине (стенты, системы доставки лекарственных препаратов). Волокнистые материалы из полилактида, хотя и представляют интерес, изучены очень мало.

В данной работе получен методом электороформования и исследован нетканый материал из полилактида марки 4032D производства Nature Works (США) со среднечисловой молекулярной массой $1{,}9\times10^5$ г/моль, плотностью 1,24 г/см^3. Волокно для агротехнических целей получали из 5% раствора ПЛА в хлороформе. На рис. 1 представлен вид волокнистого образца ПЛА, полученный на оптическом поляризационном микроскопе.

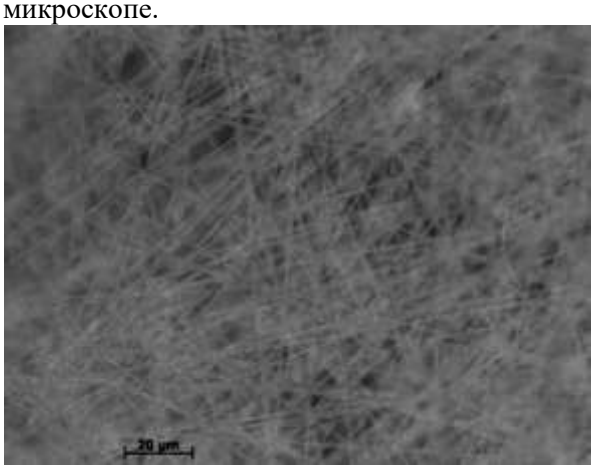


Рис.1 Нетканый волокнистый материал из полилактида.

Полученное волокно из ПЛА использовали как материал для высева семян пшеницы. Назначение агроволокна для высева семян сводится к обеспечению экологически чистых условий проращивания семян, их защиты от воздействия патогенных систем, создание микроклимата, благоприятного для прорастания и развития растения. Для оптимизации продукционного процесса на стадии прорастания роста и развития зерновых культур необходимы оптимально высокие скорости диффузии воды, кислорода и минеральных веществ к корневой системе растений, что может быть обеспечено с использованием полимерного материала. Одним из основных условий, предъявляемых к материалу – носителю семян, является высокая скорость распада полимера на вещества, не

являющиеся токсичными для растений и окружающей среды, способные улетучиваться, не загрязняя почву. Материал должен разрушиться в процессе роста и созревания растения.

Определено, что исследуемый нетканый материал из ПЛА подвергается разрушению в процессе роста и развития высеянного на него растения. Деструкция происходит под действием выделяемых растением ферментов и в процессе гидролиза.

Список литературы

1. Тертышная Ю.В., Шибряева Л.С. Биоразлагаемые полимеры: перспективы их масштабного применения в промышленности России // Экология и промышленность России. 2015. Т.19. №8. С.20-25.

2. Шибряева Л.С.,Тертышная Ю.В.,Пальмина Д.Д., Левина Н.С. Биодеградируемые полимеры как материалы для высева семян зерновых культур // Сельскохозяйственные машины и технологии. 2015.№ 6. С. 14-18.

3. Tertyshnaya Yu.V., Karpova S.G., Shatalova O.V., Krivandin A.V., Shibryaeva L.S. Effect of temperature on molecular mobility in polylactide // Polymer Science. Series A. 2016. V. 58. № 1. P. 50.

4. Подзорова М.В., Тертышная Ю.В., Попов А.А. Экологически безопасные пленки на основе поли-3-гидроксибутирата и полилактида // Химическая физика. 2014. Т.33. № 9. С. 57.

****

UV DEGRADATION OF THE FILMS OF POLY-(3-HYDROXYBUTYRATE) AND ITS BLENDS

Tertyshnaya Yu.V., Popov A.A.

Russia, Emanuel Institute of Biochemical Physics, Russian Academy of Sciences,
E-mail: moraxella@bk.ru

It is known that the effects of UV irradiation are exposed to many polymeric materials during operation. Ultraviolet light changes the properties of materials, brittleness and degradation of the PM, as well as a colour change [1]. Water is also an aggressive environment and contributes to the course of destruction processes. In this paper we investigate the combined effects of ultraviolet radiation and water because the environmental conditions, these factors operate together.

The objects of research were selected as a promising biopolymer poly-3-hydroxybutyrate (PHB) is linear polyester which is the product of microbiological synthesis. PHB non-toxic, decomposition of forms CO_2 and water; this material is biocompatible with the human body. PHB possesses good physical and mechanical properties close to polypropylene [2]. However, the increased fragility makes its use as a composite material [3]. In this work it was studied the pure polymer – PHB and blends PHB – EPDM material (ethylene-propylene synthetic rubber) compositions of 80, 70, 50 wt.%. The control structure after the UV exposure was performed by the method of IR – spectroscopy, differential scanning calorimetry (DSC) and by optical polarizing microscopy.

The most significant changes after 100 hours of exposure to water are observed in the spectrum of the band of 1720 cm^{-1}. It is determined that there is a disconnection of the ester group and the formation of carboxyl groups or other containing – C=O bond. Along with this, the reduction in the optical density of the band 2980 cm^{-1} related to vibrations of CH_3– bonds to the main — C– C– chain, demonstrates the initial defects in the structure of the samples. It should be noted that these CH_3 groups are both in the PHB and EPDM material, and therefore to change the optical density of the band 2980 cm^{-1} can be judged on changes in the structure of mixed samples. As for PHB and sample with a content of 70 wt.% PHB, the optical density of the useful band (620 cm^{-1}) is not changed, and for the composition of 50:50 is observed a strong decrease D_{620} after 100 h of UV-irradiation. After 180 hour exposure to the intensity of the band 2980 cm^{-1} is changing even more. The most significant changes occur in samples of 100% PHB and 50:50. In the structure of PHB is already defected. By optical microscopy shows the change in macrostructure samples.

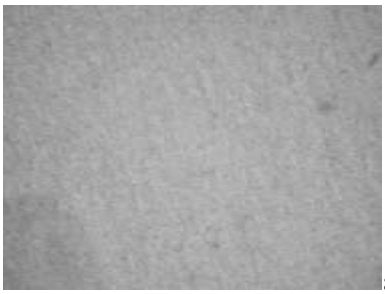
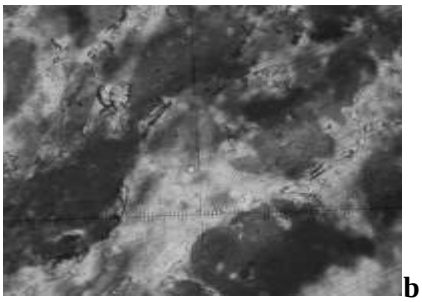

a

b

Figure 1. Microphotographs of samples of composition 50:50 wt.% (PHB:EPDM material) to (a) and (b) and after UV- irradiation in water for 180 hours.

It is seen that the film surface is very defective; there is a color change that is characteristic of the effects of UV radiation as visible dark spots and pores.

Based on the totality of the data, we can assume that during UV – irradiation first attack on the tertiary carbon atom in the PHB and EPDM material and the carbon atom – C=O in the PHB. And then gaps occur in the main chain PHB that is confirmed by DSC (Fig. 2).

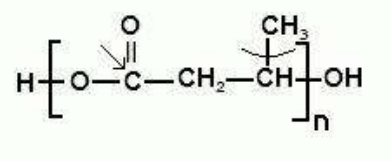


Figure 2. Scheme of destruction of PHB macro unit.

Based on the analysis of data obtained by different research methods, in the proposed mechanism combines the influence of ultraviolet and water on PHB and its blends from EPDM material. It is shown that during irradiation there is a change in the structure of the mixture components, leading to the appearance of stresses, which contributes to the rupture of the chains, resulting in formation of micro cracks, which are formed macro crack, and the destruction of the material.

References:

1.Olkhov A.A., Iordanskii A.L., Shibryaeva L.S., Tertyshnaya Yu.V. Russian Journal of Physical Chemistry B. 2015. V.9. № 4. P. 652-657.

2.Podzorova M.V., Popov A.A., Tertyshnaya Yu.V. Russian Journal of Physical Chemistry B. 2014. V.8. №5. P. 726-732.

3.Tertyshnaya Yu.V., Shibryaeva L.S., Olkhov A.A. Polymer Science. Series B. 2002. T.44. № 11-12. P. 287-290.

*****

режиме релаксации напряжений в условиях холодного климата. Образцы вырезаны из пултрузионного профиля и состоит из стекломатериала (ровинг и мат) – 65%; полиэфирной смолы с катализаторами, наполнителем, диспергаторами, внутренним разделительным агентом – 35%, плотность составляет 2кг/м^3.

Экспозиция образцов (прямоугольные пластины размером 800х80х3,7мм) в свободном и механически нагруженном состоянии в условиях холодного климата проводилась на специально оборудованной в соответствии с ГОСТ 9.906-83 климатической станции «Якутск» рис.1.



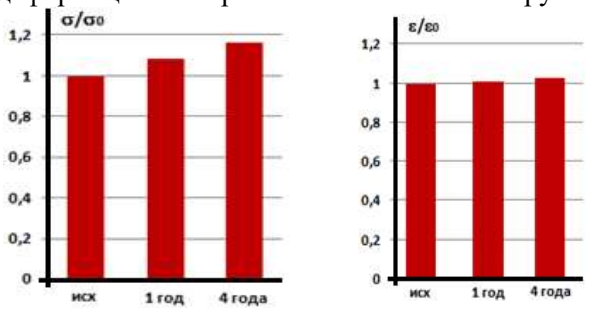
а) б)

Рис.1. Экспозиция образцов в свободном (а) и механически нагруженном (б) состояниях в климатической станции «Якутск».

Экспозиция проводилась на стендах в нагружающих устройствах в условиях продольного изгиба (в режиме релаксации напряжений), при уровне начальных напряжений в образце 20% от разрушающего напряжения (σ) в испытании на продольный изгиб исходных образцов-полосок (размером 160х20х3,7) при Т=20°С. Изменения показателей свойств материала контролировались в испытаниях образцов при изгибе методом продольного изгиба [1,2].

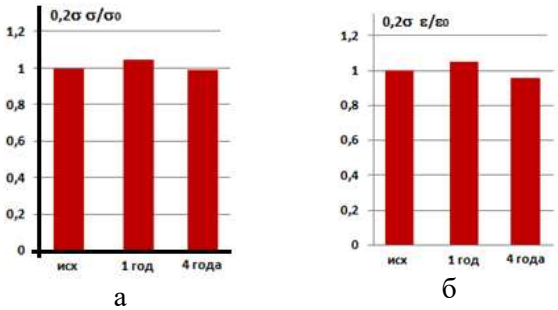
Результаты испытаний представлены на рис.2 и 3. Рассеивание значений сопротивления разрушению (σ, ε) оценивали коэффициентом вариации, которой не превысил значения 15%.

Анализ результатов показывает, что в процессе натурной экспозиции изменения значений показателей механических свойств нагруженных до 0,2σ образцов, сопоставимы по величине с изменениями показателей для образцов в свободном состоянии. Но наблюдается некоторое снижение деформационно-прочностных свойств нагруженных образцов.



а б

Рис.2 Изменение прочности σ (а) и деформации разрушении ε (б) свободных образцов от времени экспозиции в натурных условиях.



а б

Рис.3 Изменение прочности σ (а) и деформации разрушении ε (б) механически нагруженных образцов от времени экспозиции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Арнаутов А. К., Тарнопольский Ю. М. Продольный изгиб как метод определения изгибной прочности композитных материалов //Механика композитных материалов. - 2004. – Т. 40, №1. – с. 25-42.

2. Луговой А.Н. Исследование механических характеристик однонаправленно армированного стеклопластика методом продольного изгиба: Автореф. дис … канд. техн. наук: 05.02.01. - Барнаул, 2005. - 24 с.

****

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКОСЛОЙНЫХ МЕМБРАН ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЖИДКОЙ СРЕДЫ

Харисламова Л.У., Якупов С.Н.
Институт механики и машиностроения КазНЦ РАН
lejsanh@yandex.ru, yzsrr@kfti.knc.ru, tamas_86@mail.ru,

В процессе эксплуатации элементы конструкции и покрытия взаимодействуют с окружающей средой. Для грамотного проектирования конструкций с тонкослойными композициями необходимо, в частности, знать влияние жидкой среды на изменение их механических свойств. Приведены результаты экспериментальных исследований.

Тонкослойные мембраны и мембранные композиции находят широкое применение, как самостоятельные элементы конструкции, так и в качестве покрытий [1,2]. В процессе эксплуатации мембраны и покрытия взаимодействуют с окружающей средой. При этом могут существенно измениться механические свойства мембран и покрытий. Возникают вопросы, связанные с оценкой их механических свойств при взаимодействии с жидкой средой.

Для анализа используется экспериментально-теоретический метод, основанный на синтезе экспериментальных данных и теоретических соотношений, полученных из нелинейной теории тонких оболочек и теории пластичности [3-5].

Микропористые мембраны в жидкой среде. Исследованы механические характеристики капроновых мембран толщиной 0,2 мм со средним диаметром микропор 0,2 мкм - фирма «ХИМИФИЛ». Такие мембраны используются, например, для переноса жидких биологически активных соединений [6].

Подготовлены образцы, состоящие из двух слоев капроновых мембран толщиной каждого слоя 0,2 мм. При исследовании использовалась полимерная подложка толщиной 0,08 мм. Для изучения влияния влажности на механические свойства капроновых мембран с порами 0,2 мкм были также выполнены экспериментальные исследования образцов из двух слоев мембран толщиной каждого слоя 0,2 мм (рис.1), которые в течение 25 минут выдерживались в обычной воде при комнатной температуре. На рис.2 приведена зависимости прогиба **H** от давления **P**, построенные по усредненным данным для рассмотренных образцов.



Рис.1. Фрагмент из испытания образца

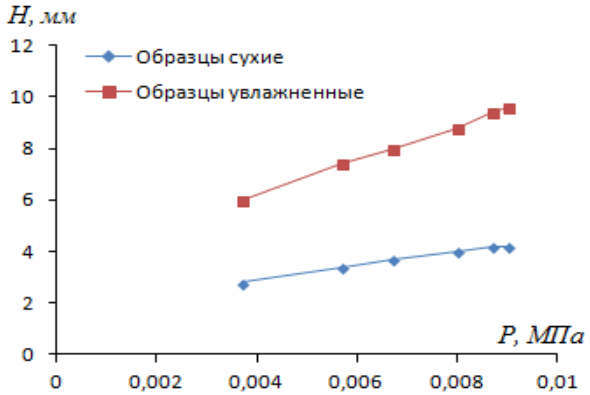


Рис.2. Зависимость « H - P»

Как видно из рис.2 прогибы образцов **H** при одинаковых давлениях **P**, для увлажненных образцов существенно выше, чем для неувлажненных.

Мембранная кровля. Исследовано влияние длительности контакта с водой на механические свойства битумно-полимерной гидроизоляционной мембранной кровли, имеющей сложную структуру. Мембрану толщиной 5 мм получают путем двустороннего нанесения на армированную полиэфирную основу битумно-полимерного вяжущего. В качестве защитных слоев используют крупнозернистую посыпку сверху и нетканое полотно снизу. Подготовлены образцы диаметром 120 мм (рис.3), которые выдерживались в воде в течение 2 и 8 недель и далее испытывались на

установке ДМ-1. Результаты испытаний образцов, выдержанных в водной среде 2 недели и 8 недель – зависимость «прогиб **H** - давление **P**» – приведены в таблице 3 и на рис.4.



Рис.3. Образец мембранной кровли

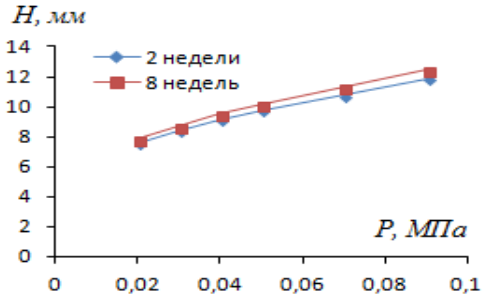


Рис.4. Зависимость « H - P»

*Табл.1 .Экспериментальны данные «прогиб **H** - давление **P** »*

P, МПа	Прогиб образца **H**, мм	
	2 недели	8 недель
0,02	7,55	7,83
0,03	8,37	8,71
0,04	9,13	9,50
0,05	9,72	10,16
0,07	10,74	11,33
0,09	11,85	12,45

Заключение. На базе экспериментально-теоретического метода выполнены исследования механических свойств композиционных и пористых мембран. Образцы, выдержанные в жидкости, существенно изменяют механические характеристики сложных композиционных структур.

ЛИТЕРАТУРА

1. Якупов Н.М., Якупов С.Н. Тонкослойные покрытия // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. №1. 2017. С.6-14.

2. Yakupov N.M., Yakupov S.N., Rynkovskay M.I. SOME PROBLEMS OF CORROSION AND METHODS OF PROTECTION //Abstract Book. 2nd INTERNATIONAL CONGRESS ON TECHNOLOGY - ENGINEERING & SCIENCE. Malaysia. July 28-29. 2016. S.143-145.

3. Якупов Н.М., Галимов Н.К., Леонтьев А.А. Экспериментально-теоретический метод исследования прочности полимерных пленок // Механика композиционных материалов и конструкций. 2000. Т.6, №2. С.238-243.

4. Якупов Н.М., Нургалиев А.Р., Якупов С.Н. Методика испытаний пленок и мембран в условиях равномерно распределенного поверхностного давления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Т.74. №11. 2008. С.54-56.

5. Yakupov N.M., Yakupov S.N. Definition of mechanical characteristics of films with the pores, nanoinclusions and nanocoatings // Abstracts. The second Nanotechnology International Forum. M.: Rusnanotech, 2009. P. 344-346.

6. Валиев Х.Х., Якупов С.Н., Карнет Ю.Н., Снегирева Н.С., Юмашев О.Б., Яновский Ю.Г. Структурно-механические свойства полимерных пористых пленок // XI Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики. Казань: Издательство Казанского (Приволжского) федерального университета. 2015. С.670-671.

****

РАЗВИТИЕ СПЕЦИФИЧЕСКИХ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Чмыхало А.И.

Военная академия РВСН им. Петра Великого, Россия, himoff2012@rambler.ru

Несмотря на то, что высоколегированные стали называются нержавеющими, при определенных условиях они подвержены специфичным видам коррозии. Примерами могут служить частые случаи выявления очаговых, язвенных и иных коррозионных повреждений изделий, изготовленных из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. При оценке технического состояния объектов гостехнадзора (теплообменных аппаратов ТЛ-160), после длительной эксплуатации выявлены факты возникновения специфического повреждения стали 12Х18Н10Т - язвенной коррозии. Работа этого оборудование связана с долговременным непосредственным контактом с агрессивной средой. [1].



Рис. 1. Схема участка вырезки образца материала из теплообменного аппарата ТЛ-160



Рис. 2. Очаги язвенной коррозии на внутренней поверхности трубки ТЛ-160 (увеличение х15)

Для выяснения причин выхода из строя теплообменного аппарата системы термостатирования исследованы образцы стали 12Х18Н10Т вырезанные из теплообменного аппарата ТЛ-160 (отработавшего по паспортным данным более 30 лет [2]) (Рис. 1), выведенного из эксплуатации, вследствие потери герметичности.

При тщательном визуальном осмотре были выявлены очаговые коррозионные поражения трубок трубной системы теплообменного аппарата (Рис. 2). Тем самым подтверждая, что потеря герметичности ТА в процессе длительной эксплуатации связана с возникновением нехарактерных язвенных повреждений стали 12Х18Н10Т. Представляет интерес то, что коррозионному воздействию подверглась внутренняя сторона трубок, контактирующая не с коррозионно активными компонентами ракетного топлива, а с хладагентом, который по существу является раствором соли и не коррозионно опасен.

Известно, что коррозионная стойкость стали 12Х18Н10Т в различных средах обусловливается образованием на поверхности стали очень устойчивой пассивной защитной плёнки. Образование такой плёнки создаёт сама коррозионная среда, воздействующая на поверхность стали. Скорость образования защитной плёнки на поверхности определяется химическим составом и состоянием структуры стали, природой коррозионной среды, временем и состоянием поверхности. Для стали с высокой коррозионной стойкостью: коррозионная среда, соприкасаясь с поверхностью стали, не разрушает защитной плёнки.

Главную роль в образовании пассивной защитной плёнки на поверхности стали играет хром, который, являясь основным легирующим элементом, обладает очень высокой химической устойчивостью. При содержании 18% хрома сталь обладает исключительно высокой способностью к образованию на поверхности весьма устойчивой защитной плёнки, которая предохраняет поверхность стали от дальнейшего окисления. Высокая прочность образовавшейся защитной плёнки и определяет стойкость стали в коррозионной среде.

При этом сталь подвергается коррозии лишь в том случае, если в местах, имеющих слабую, неустойчивую, защитную плёнку, воздействие агрессивной коррозионной среды создаст условия для разрушения защитной плёнки. Коррозионное разрушение зарождается на поверхности и, постепенно увеличиваясь в объёме, распространяется в глубь металла.

Кроме естественной пассивной защитной плёнки на поверхности стали, присутствующей в результате наличия хрома в составе стали, имеется образование оксидной пленки со стороны окружающей среды. Процесс появления оксидной пленки можно условно разделить на две стадии:

1) адсорбция молекулы окружающей среды на поверхности металла, которая непосредственно контактирует с агрессивной средой;

2) образование химического соединения стали с адсорбированными молекулами окружающей агрессивной среды.

На первой стадии гидроксид ионы (OH^-) присутствующие в большом количестве в растворе хладоносителя адсорбируются на поверхности стали, образуя тонкую мономолекулярную защитную пленку, которая со временем увеличивается по толщине, затрудняя подход кислорода, ускоряющего процесс коррозии. Затем из-за химического взаимодействия, окислительный компонент коррозионной среды отнимает от металла валентные электроны и с ними же реагирует, образуя продукт коррозии. Если образовавшаяся оксидная пленка будет обладать хорошими защитными свойствами- то она будет тормозить дальнейшее развитие коррозии. Ее действие неоднозначно. Эта пленка может быть как ингибитором, так и катализатором коррозии. Ярким примером такого влияния служит раствор нитрита натрия ($NaNO_2$), применяемый в качестве хладоносителя в теплообменном аппарате ТЛ-160. Различное процентное содержание его в растворе существенно меняет негативное воздействие гидроксид ионов на защитные свойства окислительной пленки. Гидролиз соли нитрита натрия (образованного сильным основанием и слабой кислотой) происходит по слабой части и в результате гидролиза образуется сильное основание и слабая кислота, что характеризуется наличием щелочной среды. Уравнение реакции гидролиза представлено ниже:

$$NaNO_2 \xrightarrow{+HOH} NaOH + HNO_2$$

$$NO_2^- + HOH \leftrightarrow HNO_2 + OH^-$$

Химические свойства многих металлов могут существенно изменяться в зависимости от присутствия различных веществ. Для стали 12Х18Н10Т развитию специфичных коррозионных повреждений способствует содержание ионов Cl^-, Br^-, NO_3^-. Гораздо реже негативное воздействие оказывают гидроксид ионы (OH^-) [3].

Поскольку гидролиз – обратимая реакция, то на его состояние равновесия влияет температура, концентрация участников, добавки посторонних веществ и пр. В соответствии с принципом Ле Шателье, при разбавлении происходит смещение равновесия в сторону реакций, идущих с увеличением числа частиц. Следовательно при разбавлении равновесие смещается в сторону протекания этой реакции, вправо, степень гидролиза возрастает. При этом в случае с конкретной солью pH среды увеличивается.

Гидролиз по аниону приводит к смещению равновесия диссоциации воды под действием анионов соли в сторону накопления анионов OH^-.

В случае наличия только естественной пассивной защитной плёнки повышенная щелочная среда (pH>7) и, как следствие, повышенное содержание гидроксид иона в растворе вызывают рост скорости окисления металла. Этот рост вызывает усиление притока гидроксид ионов к неровностям поверхности (ямок, пор микротрещин и пр.). Процесс развития коррозионного окисления становится автокаталитическим.

Учитывая, что руководящими документами и технической документацией не предусмотрена проверка процентного содержания $NaNO_2$ в используемом хладоносителе (в ходе проведения регламентных работ по обслуживанию ТЛ-160) процентное содержание нитрита натрия в растворе на момент выхода из строя ТА было значительно ниже требуемых 28% $NaNO_2$. С учётом так называемого «человеческого фактора», трудно судить о качестве хладоносителя в системе за время эксплуатации. Возможно, что в отдельные периоды эксплуатации хладагент не соответствовал требованиям, создавая предпосылку развития специфического коррозионного повреждения.

Таким образом, основной причиной выхода из строя технологического оборудования, изготовленного из стали 12Х18Н10Т, является возникновения очаговых коррозионных повреждений, вызванное сочетанием нескольких неблагоприятных факторов, к числу которых можно отнести следующие: 1) нарушение или ослабление защитной окисной плёнки в ходе длительной эксплуатации; 2) возможное несоответствие в отдельные периоды эксплуатации процентного содержания хладоносителя, способствующего развитию специфического коррозионного повреждения.

Список использованных источников:

1. Гневко, А.И. Особенности коррозионного разрушения нержавеющих аустенитных хромоникелевых сталей в воде с низким содержанием кислорода / А.И. Гневко, С.В. Гразион, М.В. Мукомела, С.Н. Соловов // «Известия»: НТС / ВА РВСН.- Балашиха, 2016.- вып 261.- С 8-22.

2. Паспорт изделия «Сосуд работающий под давлением». ТЛ-160 № 34209801.

3. Волков А.И., Жарский И.М. Большой химический справочник/ А.И. Волков, И.М. Жарский.- Санкт-Петербург: Современная школа, 2005.- 608с.

****

ПОЛУЧЕНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ГАЛЛИЙ-СОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ДИФФУЗИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ ПРИПОЕВ

Шевырев Н.А., Скачков В.М.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: rebel1397@rambler.ru

PRODUCTION AND MICROHARDNESS OF THE GALLIUM OF CONTAINING COMPOSITE DIFFUSION-SOLID BONDS

Shevyrev N.A., Skachkov V.M.

In this work, samples of gallium-containing compositional diffusion-hardening solders were obtained and investigated their microhardness.

Проблема создания неразъемных соединений одинаковых и разных по природе материалов является актуальной на данный момент. Интерес к этой теме поддерживается во многом благодаря предъявлению новых требований по условиям эксплуатации получаемых материалов. Одним из перспективных типов пайки является диффузионно-твердеющие припои (ДТП). Их особенность заключается в использовании многокомпонентных легкоплавких сплавов и порошков различных металлов, в результате изотермической выдержки (как правило, комнатная температура) которых образуются фазы со значительно более высокими температурами распая. Для улучшения свойств таких материалов используют твердые порошкообразные наполнители, что приводит к получению так называемых композиционных диффузионно-твердеющих припоев (КДТП).

Например, использование галлий-содержащих КДТП позволяет соединять не только металлические материалы, но и стекло, керамику, ситаллы, кварц, как между собой, так и с металлами. Материалы такого типа, полученные низкотемпературной обработкой, в зависимости от состава обладают высокими механическими свойствами и регулируемыми коэффициентами термического расширения, устойчивы к вибрационным нагрузкам, могут использоваться в широком температурном диапазоне и имеют низкую токсичность. Например, соединение разнородных материалов для создания контактов на полупроводниках, модулях, пьезоэлементах; крепления стержней граната, рубина, кварца, стекла в обоймах, лечения дефектов в сложных штампосварных изделиях и других случаях [1].

Таким образом, целью данной работы являлось получение образцов КДТП, содержащих галлий, и исследование их микротвердости.

Образцы КДТП были получены смешиванием эвтектического сплава Ga-In-Sn, медно-оловянного порошка (1:1) и различных наполнителей в виде твердого металлического порошка с последующей выдержкой при температуре 150°С в течение суток. Все составы содержат 30 мас.% первого компонента. Массы второго и третьего компонентов варьировались совместно и вычислялись из общей массы продукта, полученного из навески сплава Ga-In-Sn. Была изучена зависимость микротвердости от содержания и состава добавки в КДТП.

В соответствии с рисунком 1, среди составов с монокомпонентной добавкой наибольшие результаты показали Hf-5% (63.31 МПа), Zr стружка-10% (65.15 МПа) и Zr стружка-5% (65.37 МПа). При этом с результатом 20.94 МПа оказался Nb-10%.

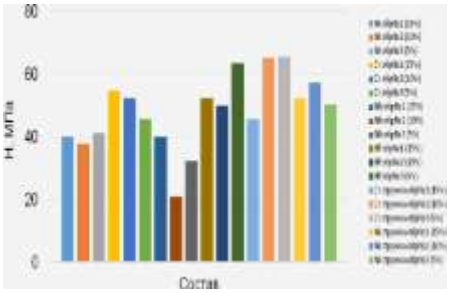


Рис.1. Микротвердость КДТП с однокомпонентной добавкой

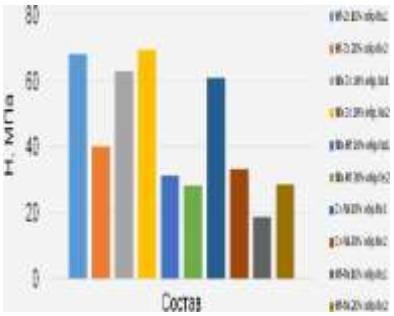


Рис. 2. Микротвердость КДТП с двухкомпонентной добавкой

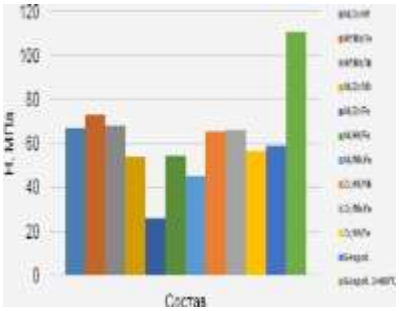


Рис.3. Микротвердость КДТП с трехкомпонентной добавкой и чистых (без добавок)

Использование двухкомпонентных добавок позволило достичь для составов Hf-Zr – 5%\5% и Nb-Zr – 10%\10% несколько более высоких результатов, 68.18 и 69.27 МПа соответственно (рис. 2).

Стоит отметить, что использование Nb-Zr – 5%\5% дает не менее высокий результат, составляющий 62.76 МПа. Также отличным от других составов с двухкомпонентной добавкой оказался Zr-Ni – 5%\5% с результатом 60.88 МПа.

Было проведено исследование КДТП с трехкомпонентными добавками и чистых (без добавок) (рис. 3). Было получено значение микротвердости для образца без добавок, которое составило 59.07 МПа. Более высокие значения показали составы: Ni-Zr-Hf (67.14МПа), Hf-Nb-Fe (72.97 МПа), Hf-Nb-Ni (68.05 МПа), Zr-Hf-Nb (65.34 МПа) и Zr-Nb-Fe (66.00 МПа). Стоит отметить, что среди полученных результатов сильно выделяется чистый образец, отожженный трижды при 400°C (110.67 МПа).

Рассмотрены составы КДТП с регулируемым коэффициентом объемного термического расширения необходимые для соединения разнородных материалов, используемых в экстремальных термических условиях, а применение дополнительных термообработок позволяет более эффективно влиять на микротвердость в сравнении с использованием различных добавок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Яценко С.П., Хаяк В.Г. Композиционные припои на основе легкоплавких сплавов. - Екатеринбург: УрО РАН, 1997. - 186с.

****

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА КОРРОЗИОННЫЙ ИЗНОС

Якупов С.Н., Якупов Н.М.

Институт механики и машиностроения КазНЦ РАН

tamas_86@mail.ru, *yzsrr@kfti.knc.ru*

На базе экспериментальных исследований отмечено влияние вибрации на коррозионный износ тонкостенных стальных образцов в водной среде. Эффект имеет важное теоретическое при изучении явления коррозии, как сложного электрохимического процесса под воздействием вибрации и практическое значение, в частности, при проектировании различных конструкций и сооружений, а также для их защиты от коррозионного разрушения.

Введение. На поверхности металла, находящегося в какой либо среде, образуется защитный пассивирующий слой, при разрушении которого начинается коррозионное разрушение [1-3]. Физические поля, в частности, ультрафиолетовое излучение [4,5] и магнитное поле [6,7] способствуют разрушению пассивирующего слоя. На коррозионный износ влияет при этом даже направление магнитных силовых линий [8]. Деформация поверхности элементов конструкций также способствует разрушению защитного слоя [9]. Не удается найти работы по изучению коррозии при вибрации.

Выполненные исследования. Тонкие круглые образцы из стали Ст3 с исходной толщиной h = 0,6 мм размещаются в емкостях с водой, которые устанавливаются на площадке, прикрепленной к

компрессору (рис.1). Контрольная группа емкостей располагается в спокойной от вибрации области. Образцы выдерживаются в водной среде в течение заданного времени.

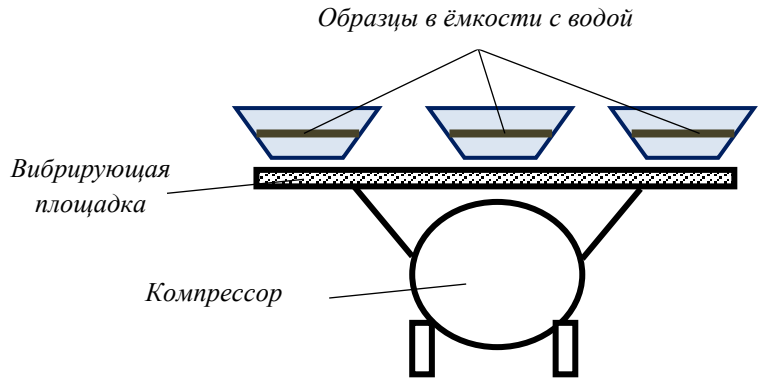


Рис. 1

Компрессор включался в автоматическом режиме в течение двух месяцев (за исключением воскресных дней) с 9.00 до 18.00 часов: компрессор в течение дня периодический включался (вибрация – 20 сек) и выключался (без вибрации – 3 мин. 40 сек.).

Для оценки степени коррозии образцов, выдержанных заданное время в водной среде, используется экспериментально-теоретический метод, основанный на синтезе экспериментальных данных и теоретических соотношений, полученных из нелинейной теории тонких оболочек и теории пластичности [10-12].

Для каждого образца определена зависимость максимального прогиба **H** от давления **p**. По средним значениям максимальных прогибов образцов построены кривые «давление **p** - прогиб **H**», которые представлены на рис.2.

Как видно из рис.2, образцы из группы, подверженной вибрации, при одном и том же давлении прогибаются больше, чем образцы из контрольной группы, т.е. образцы под вибрацией подвергаются большему коррозионному износу, чем образцы из контрольной группы.

О степени коррозионного износа рассмотренных образцов, подтверждающего сделанный выше вывод, говорит также изменение значений толщин образцов: среднее значение толщины образцов, подверженные воздействию вибрации составило 0.588 мм, а для контрольной группы – 0.593 мм.

Обнаруженный эффект можно объяснить тем, что вибрация способствует разрушению защитного пассивирующего слоя, образуемого в процессе коррозии.

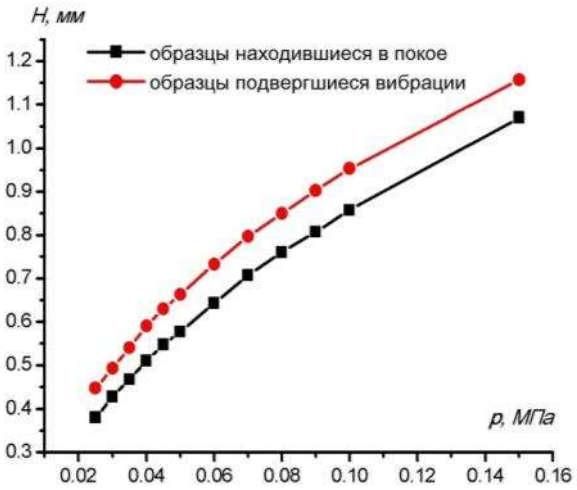


Рис. 2

Заключение: Вибрация влияет на коррозионный износ. Большему коррозионному износу в водной среде подвержены образцы, испытывающие вибрацию. Этот факт имеет важное теоретическое и практическое значение, учитывая состояние работы многих конструкций и сооружений из металла.

ЛИТЕРАТУРА

1.Frumkin A.N. // Phys. chem., 1932. B.44. №7. P.116.

2.Колотыркин Я.М., Фрумкин А.Н. // ДАН, 1941. Т.33. №7-8. С.446-451.

3.Сидоренко С.Н., Якупов Н.М. Коррозия – союзник аварий и катастроф. Монография. М.: Изд-во РУДН, 2002. 93 с.

4.Thompson E.A., Burleigh T.D. // Corrosion Engineering, Science and Technology, V.42, №3, 2007, pp.237-241.

5.Якупов Н.М., Гиниятуллин Р.Р., Якупов С.Н. Влияние ультрафиолетового излучения на коррозионный износ стальных образцов // Доклады РАН, 2012. Т.446. № 6. С.624-626

6.Yee Chin Tang and Alison J. Davenport // Journal of The Electrochemical So 7) 2007, pp.362-370.

7.Якупов Н.М., Гиниятуллин Р.Р., Якупов С.Н. Влияние магнитного поля на коррозионный износ // Доклады Академии наук. 2012. Т.443. №2. С.173-175.

8.Якупов Н.М., Гиниятуллин Р.Р., Якупов С.Н. Влияние направления силовых линий магнитного поля Земли на коррозионный износ // ДАН, 2015. Т.463, №6. С.684-686.

9.Якупов Н.М., Гиниятуллин Р.Р., Якупов С.Н. Влияние характера деформирования поверхности элементов конструкции на коррозионный износ // Проблемы прочности, 2012, №2. С.76-84.

10.Якупов Н.М., Нургалиев А.Р., Якупов С.Н. Методика испытания пленок и мембран в условиях равномерного распределенного поверхностного давления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2008. Т. 74. № 11. С.54 - 56.

11.Якупов Н.М., Нуруллин Р.Г., Якупов С.Н. Методология исследования механических характеристик тонких пленок и нанопленок // Вестник машиностроения, 2009. № 6. С.44 - 47.

12.Якупов Н.М., Нуруллин Р.Г., Нургалиев А.Р., Якупов С.Н. Патент РФ на изобретение №2310184.

****

ВЛИЯНИЕ ЦАРАПИН НА ЖЕСТКОСТЬ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Якупов Н.М., Якупов С.Н.

Институт механики и машиностроения КазНЦ РАН

yzsrr@kfti.knc.ru, tamas_86@mail.ru

Практически отсутствуют работы по исследованию влияния царапин на несущую способность тонкостенных конструкций. Выполнены экспериментальные исследования тонкостенных образцов с системой царапин в двух перпендикулярных направлениях. Сделан анализ влияния глубины царапин на жесткость тонкостенных элементов.

Одной из причин разрушения конструкций является наличие поверхностных дефектов, в частности, царапины, которые возникают в процессе эксплуатации. В области царапин образуется сложная пространственно-неоднородная структура материала вследствие появления зон локальных пластических деформаций и сложная геометрия в результате образования бортиков вдоль царапин и наростов в области пересечения царапин. Царапины менее опасны, чем трещины, однако они, наряду с ослаблением жесткости элемента конструкции, являются концентраторами напряжений и могут стать очагом зарождения трещин.

Стандартное одноосное испытание полос, вырезанных из тонкостенных элементов с различными поверхностными дефектами, дает большой разброс результатов. В некоторых случаях одноосный подход вовсе неприменим. Инденторный метод [1] не позволяет оценивать характеристики жесткости тонкостенных элементов с царапинами в целом.

Для определения приведенных характеристик жесткости тонкостенных элементов конструкций с системой царапин (рис.1) используется экспериментально - теоретический метод [2,3].

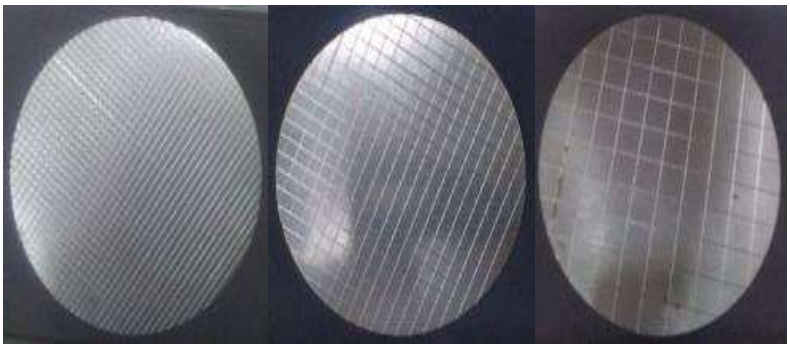


*Рис.1 – Группа исследуемых образцов: **b** = 2,5 мм, 5 мм, 10 мм, 20 мм; глубина царапин **t** = 0,2*

полученные из нелинейной теории оболочек для случая среднего изгиба, например по [4], и экспериментальную зависимость «прогиб **H** - давление **p**» для металлических образцов, вычисляется приведенная тангенциальная жесткость на растяжение - сжатие **B** и приведенная жесткость на изгиб D:

$$B = 0{,}3037\,pa\left(\frac{a}{H}\right)^3, \qquad D = 0{,}0253\,p\frac{a^4h^2}{H^3} \tag{1}$$

где **p** – равномерно распределенное давление; **a** – радиус рабочей части образца; **h** и **H** – толщина образца и ее прогиб (высота подъема купола).

Исследованы круглые стальные образцы диаметром **D** = 100 мм, толщиной **h** = 0,6 мм. Радиус рабочей части образца **a** = 40 мм. На поверхность образцов в заводских условиях нанесена система взаимно перпендикулярных царапин плотностью (с шагом): **b** = 2,5 мм, 5 мм и 10 мм и глубиной **t** = 0,05 мм, 0,1 мм и 0,2 мм (рис.2). В табл.1 приведены прогибы образцов в зависимости от шага **b** и глубины **t** царапин.

*Табл.1 – Прогибы образцов **H** (мм) при давлении **p** = 0.04 МПа*

	Шаг борозд **b** (мм)		
Глубина борозд **t** (мм)	2.5 мм	5 мм	10 мм
0,05	0,78	0,70	0,65
0,10	1,11	0,79	0,78
0,20	1,55	1,00	0,92
Без борозд	0,59		

Как видно из табл.1, прогибы образцов с уменьшением шага царапин (борозд) увеличиваются. При этом с увеличением глубины царапин, прогибы растут быстрее. По экспериментальным данным, приведенным в табл.1, используя формулы (1) вычислены: приведенная тангенциальная жесткость на растяжение - сжатие **B** и приведенная жесткость на изгиб **D**.

Изменения жесткости образцов на растяжение-сжатие **B** и жесткости образцов на изгиб **D** от шага **b** царапин для рассмотренных глубин борозд **t** приведены на рис.4 и 5, соответственно.

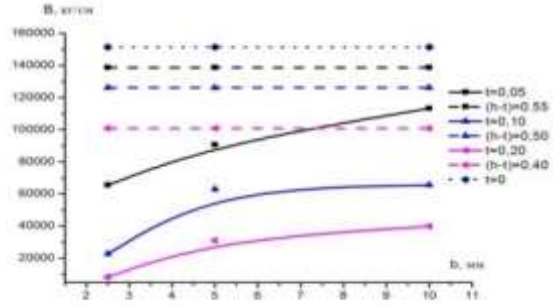


*Рис.2 – Зависимость «**B - b**» при **t** = 0,05; 0,1 и 0,2*

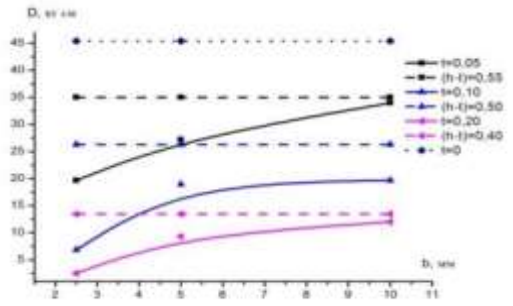


*Рис.3 – Зависимость «**D- b**» при **t** = 0,05; 0,1 и 0,2*

Как видно из рис.2 и 3, наличие царапин существенно снижает жесткостные характеристик образцов. Приведенные тангенциальные жесткости образцов **B** и приведенные жесткости образцов на

изгиб **D** с уменьшением шага царапин **b** уменьшаются, причем с ростом глубины царапин **t** наблюдается существенное снижение жесткости. При этом приведенные жесткости образцов **B** и **D** с системой царапин меньше соответствующих жесткостей для гладких образцов соответствующей минимальной толщины. Этот эффект можно объяснить появлением на поверхностях царапин вдоль канавок пластически деформированных приповерхностных слоев. Описать эти образования практически невозможно, поэтому использование экспериментально - теоретического метода является наиболее эффективным подходом.

Установлено, что с уменьшением шага царапин жесткости уменьшаются, а с ростом глубины царапин наблюдается существенное снижение жесткостей. Эффект снижения приведенных жесткостей образцов с системой царапин по сравнению с соответствующими жесткостями для гладких образцов соответствующей минимальной толщине объясняется появлением на поверхностях царапин вдоль канавок пластически деформированных поверхностных слоев.

Литература

1. Oliver W., Pharr G. J. // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 473, 57 (1997).

2. Якупов Н.М., Нургалиев А.Р., Якупов С.Н. // Завод. лаб. Диагностика материалов. 2008. 74, №11. С.54-56.

3. Якупов Н.М., Нуруллин Р.Г., Якупов С.Н. Методология исследования механических характеристик тонких пленок и нанопленок // Вестник машиностроения. №6. 2009. С.44-47.

4. Галимов Н.К., Нуруллин Р.Г., Леонтьев А.А. // Актуальные проблемы механики сплошной среды. ИММ КазНЦ РАН. Казань: Изд-во КГУ, 2004. С.129-139.

****

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОГО РАЗРУШЕНИЯ И ДРОБЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сакипова С.Е., Ахмерова К.Е., Кусаиынова А.К.

Казахстан, Карагандинский государственный университет им.Е.А.Букетова, sesaule@mail.ru

EFFECT OF ELECTRO-HYDRO-IMPULSE DESTRUCTION AND CRUSHING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF NATURAL MATERIALS

Sakipova S.E., Akhmerova K.E., Kussaiynova A.K.

Kazakhstan, Karaganda State University named after E.A.Buketov, sesaule@mail.ru

The properties of electro-hydro-impulse destruction and crushing of solid natural materials are considered. Based on the results of spectral analysis, nonlinear effect of this treatment method on the structure and elemental composition of the processed natural material has been established.

Рассматриваются особенности электро-гидро-импульсного разрушения и дробления твердых природных материалов. По результатам спектрального анализа установлено неоднозначное влияние данного способа обработки на структуру и элементный состав обрабатываемого природного материала.

Введение. Исследование закономерностей развития импульсного, электрического разряда в жидкости является актуальным вследствие широкого использования электроразрядных технологий для обработки природных материалов и в процессах производства материалов с заданными свойствами [1,2]. Электрогидроимпульсное (ЭГИ) разрушение твердых отложений и дробление природных материалов посредством электрических разрядов воде успешно реализуется более 30 лет. ЭГИ технология является более эффективной по сравнению с механическим дроблением некоторых природных материалов до заданной степени дисперсности. Особенность и эффективность ЭГИ технологии в том, что она позволяет быстро получить не только измельченный, но и очищенный от примесей материал. Это обусловлено тем, что ЭГИ обработка проводится в воде. В результате электрических разрядов в водном растворе природных материалов происходят фазовые и структурные превращения, рабочая среда насыщается паром и пузырьками газа, смешивается с твердыми частицами. Параметры электрических разрядов подбираются в зависимости от состава рабочей жидкостной среды. Весьма важным для достижения оптимальных условий, обеспечивающих минимальную энергоемкость ЭГИ обработки, является установление параметров

взаимосогласованного развития разряда в рабочей среде и работы источника импульсных напряжений, так называемому «самоподдерживающемуся» режиму работы генератора [1-3].

Экспериментальная часть. Схема установки для создания и методика проведения ЭГИ обработки приведены в [2-4]. Развитие разрядной структуры в диэлектрике и работа генератора импульсных напряжений осуществляется с помощью эквивалентной схемы колебательного контура с генератором задержанных импульсов, электрической емкостью C, сопротивлением *R* и индуктивностью *L*. В качестве рабочей среды использовались водные растворы природных минералов, угольных порошков, различного техногенного сырья и др. В данной работе рассматриваются изменения структуры образцов металлосодержащего техногенного сырья из Анненского и Нурказганского месторождений Центрального Казахстана. При указанных параметрах ЭГИ обработки выход конечного продукта, измельченного до размера фракций 0,2 мм из месторождения Анненск, составил 26,7%, а Нурказгана - 37%.

Результаты спектрального анализа. Изменения в образцах обработанных проб сырья получены с помощью спектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе Philips SEM 515 на базе ФГБУВПО «Национальный исследовательский Томский государственный университет». Исследования проводились в соответствии со стандартными методиками STO TSU № 041-2009. На рисунках 1 и 2 представлены результаты спектрального анализа образцов металлосодержащего сырья из рудников Нурказган и Анненск, измельченных механическим способом и после ЭГИ обработки (на горизонтальной оси отложены значения энергии, kev). На основе полученных данных о весовой концентрации W,% и атомной концентрации A,% получены данные об изменении элементного состава. Спектральный анализ подтверждает неоднозначное влияние ЭГИ обработки на концентрацию различных химических элементов, к примеру, C, Na, Mg, K и др. Видно, что интенсивность линий алюминия и кремния после ЭГИ обработки возросла более, чем в три раза, появились четкие линии молибдена, магния и др. И наоборот, концентрация некоторых металлов при увеличении длительности ЭГИ обработки, т.е. количества электроразрядов, снижается.

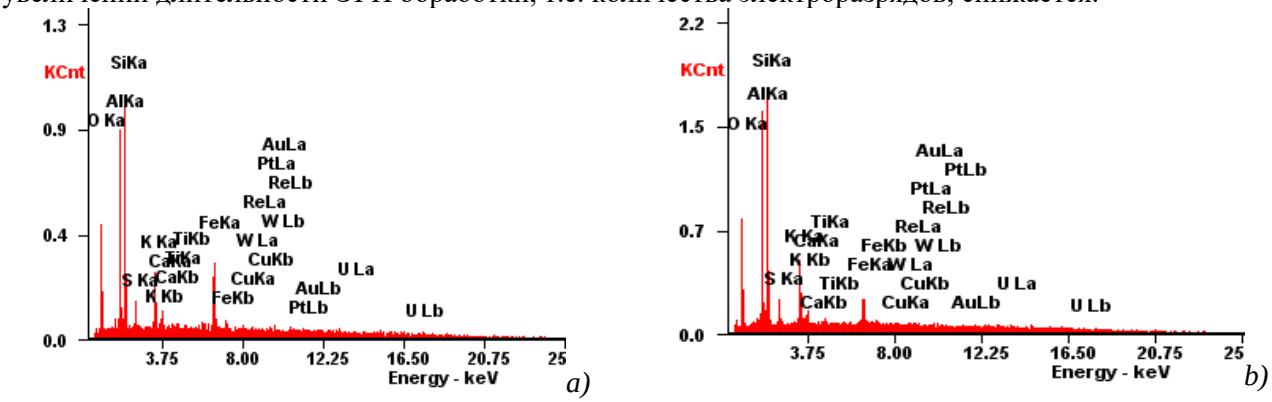


Рис.1. Энергетические спектры образцов техногенного сырья из Нурказганского рудника после обработки: a) механической; b) электроимпульсной.

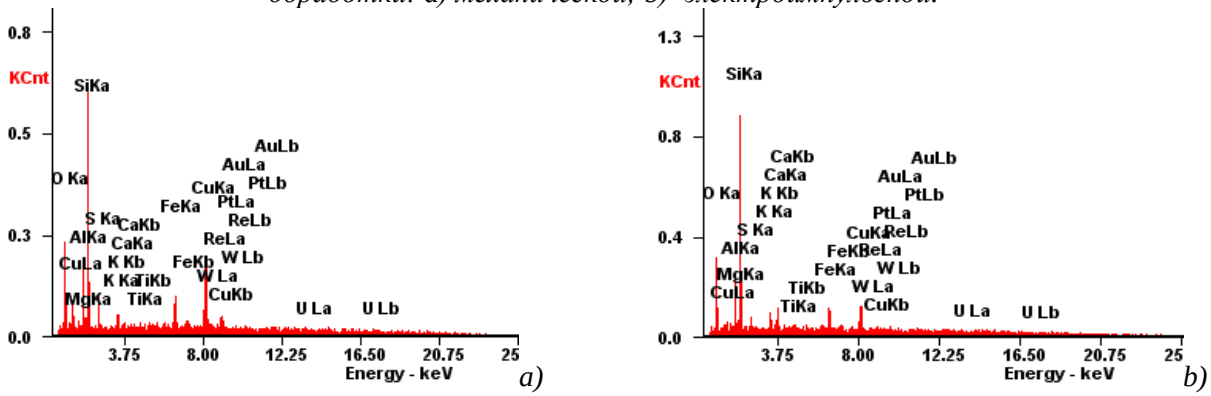


Рис.2. Энергетические спектры образцов техногенного сырья из Анненского рудника после обработки: a) механической; b) электроимпульсной.

Кроме того, экспериментально обнаружено проявление обратной связи в виде нелинейных эффектов воздействия тепло-массобменных явлений в рабочей среде на параметры электроразрядов.

Заключение. Экспериментально выявлено неоднозначное влияние ЭГИ обработки на состав и структуру обрабатываемых материалов. Подготовлены рекомендации по определению оптимальных технических электротехнических параметров оборудования таких, как значения межэлектродного расстояния и энергии разряда на коммутационном устройстве, с учетом особенностей обрабатываемого техногенного сырья. Определены оптимальные параметры ЭГИ обработки для образцов сырья из Анненского и Нурказганского месторождений Цетрального Казахстана для получения измельченного материала с заданной степенью дисперсности**.** Полученные результаты могут быть использованы при разработке эффективных технологий дробления и разрушения природных материалов в обрабатывающей промышленности.

Литература

1.Усманов Г. З. , Лопатин В. В. , Носков М. Д. , Чеглоков А. **А.** Математическое моделирование хрупкого разрушения материалов при электровзрыве. // Вестник ТГУ. Математика и механика, 2009, №1 (5), С.112-121.

2.Kusaiynov K., Sakipova S.E., Satybaldin N.M. Dynamics of Pulsed electric discharge development in the heterogeneous environment. // Eurasian Physical Technical Journal, 2006, Vol.3, № 1(5), pp. 31-34.

3.Кусаиынов К., Нусупбеков Б.Р., Сакипова С.Е., Хасенов А.К. и др. Электроимпульсный способ избирательного разрушения материалов в жидкой среде. Инновационный Патент РК, №12-3/3737 от 31.07.2014.

4.Kussaiynov K., Sakipova S.E., Nussupbekov B.R., Khassennov A.K., Akhmerova K.E. Electro-pulse processing metal containing raw materials for extraction of valuable components. // Intern. Scientific Colloquium “Modeling for Electromagnetic Processing”- MEP 2014, Hannover, 2014, pp. 289 – 295.

*****

В ИПКОН РАН разработана теория и обоснована эффективность процессов селективной дезинтеграции и вскрытия тонкодисперсных минеральных комплексов благородных металлов при воздействии мощных (высоковольтных) наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ). Интенсификация процессов вскрытия упорного благороднометалльного минерального сырья и повышение извлечения микро- и наночастиц золота, платины и серебра при воздействии МЭМИ и последующем цианировании упорных золотосульфидных руд (патенты РФ 2139142, РФ 2176558) и гравитационном обогащении вкрапленных платиносодержащих продуктов достигается за счет образования каналов электрического пробоя, микротрещин и селективного раскрытия сростков [2, 3]. В результате предварительной электромагнитной импульсной обработки геоматериалов (руд и помпродуктов) в установленных рациональных режимах прирост извлечения золота составил 5 – 80 %, серебра – 20 – 47 %, МПГ – 3 – 67 % при уменьшении энергозатрат.

В докладе представлен краткий обзор полученных за последнее десятилетие в ИПКОН РАН теоретических и экспериментальных результатов по изучению механизмов структурно-химических преобразований поверхности геоматериалов, стимулированных немеханическими, нетепловыми импульсными энергетическими воздействиями, для увеличения контрастности физико-химических, механических и технологических (флотационных) свойств полупроводниковых рудных минералов и породообразующих минералов-диэлектриков, повышения извлечения ценных компонентов из труднообогатимого минерального сырья.

Применительно к тонкодисперсным геоматериалам специфика воздействия импульсных электромагнитных полей высокой напряженности (10^7 В/м), сравнимой или превосходящей электрическую прочность минерального вещества в статическом поле, состоит в том, электродинамические процессы развиваются [3]: - в полидисперсной минеральной среде, представляющей собой сложную композицию (естественную смесь) диэлектриков, полупроводников и благородных металлов; - в мелкодисперсной (измельченной, многочастичной, тонковкрапленной) минеральной среде; - в условиях, допускающих развитие сквозного разряда в системе «минеральные частицы – электроды», а также при наличии или в отсутствие омического контакта частиц с источником высокого напряжения, что определяется технологическими особенностями реализации процесса электроимпульсной обработки; - длительность импульса напряжения (~1-10 нс) – порядка или меньше времени развития канала электрического пробоя в минеральной матрице.

Воздействие наносекундными МЭМИ на дисперсные минеральные среды в виде частиц размером от 10 мкм до 1 мм полупроводниковых рудных минералов, плотно заполняющих межэлектродное пространство генератора импульсов, приводит к тому, что за счет переходных токов в минеральных частицах электрическое поле концентрируется на контактах между соседними частицами. В этих условиях происходит развитие электрических разрядов между соседними частицами с образованием последовательных цепочек, перекрывающих весь разрядный промежуток. При отсутствии сквозного тока через электроды напряжение на фронте импульса обеспечивает создание поляризационных зарядов и протекание переходных токов. В случае сквозного разряда, например, в случае малого воздушного промежутка между электродом и слоем порошкообразного материала, распределение поля определяется как переносом заряда в слое частиц, так и падением напряжения в канале пробоя изолирующего слоя.

Нетепловое воздействие наносекундных МЭМИ [4] на полупроводниковые сульфидные минералы вызывает контрастное изменение на микро- и наноструктурном уровне химического и фазового состава поверхности сульфидов с близкими физико-химическими свойствами (пирита-арсенопирита [5], пирротина-пентландита, халькопирита и сфалерита), электрофизических, электрохимических, сорбционных и флотационных свойств минералов. По данным РФЭС, ИКФС и микроскопии высокого разрешения (РЭМ – РСМА и СЗМ – АСМ) химический и фазовый состав вновь образованных соединений на поверхности минералов зависит от дозы электромагнитного излучения и характеризуется стадиями протекания процесса структурно-фазовых преобразований поверхности сульфидов.

Экспериментально обоснован оптимальный режим предварительной электроимпульсной обработки сульфидных минералов и доказана принципиальная возможность повышения селективности флотационного разделения сульфидов с близкими физико-химическими свойствами — пирита – арсенопирита, пирротина – пентландита и халькопирита – сфалерита за счет изменений химического и фазового состава поверхности, гидрофобности и сорбционной активности минералов. Извлечение пирита, пентландита, халькопирита и сфалерита в пенный продукт флотации в результате

электромагнитной импульсной обработки повышалось на 10 – 20 % по сравнению с образцами сравнения, а для арсенопирита и пирротина, наоборот, снижалось на 10 – 15 %.

По данным ИКФС и РФЭС воздействие МЭМИ вызывало нарушение микроструктуры поверхности породообразующих минералов кимберлитов вследствие образования микротрещин и следов поверхностного пробоя, что приводило к эффективному разупрочнению минералов-диэлектриков и снижению их микротвердости в целом на 40 – 66 %. Для мономинеральной флотации кальцийсодержащих минералов (кальцита, флюорита и шеелита) установлен рациональный режим предварительной электромагнитной импульсной обработки и реагентный режим флотации минералов, оптимизированный по извлечению шеелита, обеспечивающие прирост извлечения кальцита на 8 %, флюорита на 6 % и шеелита на 10 – 12 %. Полученные результаты свидетельствуют о принципиальной возможности использования импульсных энергетических воздействий для повышения эффективности флотационного обогащения полупроводниковых рудных (сульфидных) минералов и природных минералов-диэлектриков.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ РФ "Научная школа акад. В.А. Чантурия" НШ-7608.2016.5.

Список литературы.

[1] В.А. Чантурия, В.А. Бочаров // Цветные металлы, № 11, С. 11, (2016).

[2] В.А. Чантурия, И.Ж. Бунин // ФТПРПИ, № 3. С. 100, (2007).

[3] И.Ж. Бунин Теоретические основы воздействия наносекундных электромагнитных импульсов на процессы дезинтеграции и вскрытия тонкодисперсных минеральных комплексов и извлечения благородных металлов из руд // Дисс. … д-ра. техн. наук. — М.: ИПКОН РАН, 2009. — 324 с.

[4] В.А. Черепенин // УФН, Т. 174, № 10, С. 1124, (2010).

[5] V.A. Chanturiya, I.Zh. Bunin, et. al. // Miner. Proc. & Extract. Metall. Rev., **V. 32**, No 2, P. 105, (2011).

****

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ИМПУЛЬСОВ ТЕРМОАКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОБРАЗЦАХ ПЕСЧАНИКАДО И ПОСЛЕ ОДНООСНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Казначеев П.А.[1], Майбук З.-Ю.Я.[1], Пономарев А.В.[1], Смирнов В.Б.[1,2], Бондаренко Н.Б.[1,2]

[1] - Россия, г. Москва, Институт физики Земли им. О.Ю. Шмидта РАН (ИФЗ РАН)

[2] - Россия, г. Москва, МГУ им. М.В. Ломоносова

e-mail: p_a_k@mail.ru

STATISTICAL STUDY OF THERMOACOUSTIC EMISSION IMPULSES IN SANDSTONE SAMPLES BEFORE AND AFTER UNIAXIAL LOADING.

Kaznacheev P.A., Majbuk Z.-Yu.Ya., Ponomarev A.V., Smirnov V.B., Bondarenko N.B.

The article describes results of researching thermoacoustic emission in two sandstone samples, one of which was uniaxial loaded. Two type of influence - heating and loading - may have different type of fracture growth. We made an attempt comparing the temporal variation of thermoacoustic emission intensity for these two samples. In our opinion, results of experiment demonstrated that there were macroscopic defects in loaded sample. These defects were continuing to growth during and by reason of heating.

Исследование разрушения материалов проводится как в лабораторных условиях при определении их механических характеристик, так и в натурных условиях при контроле напряженно-деформированного состояния сооружений. Регистрация акустической эмиссии (АЭ) - способ контроля развития микро- и макроразрушений в материале, который широко используется при механических испытаниях материалов. Термически стимулированная акустическая эмиссия (термоакустическая эмиссия, ТАЭ) возникает при термическом (тепловом) воздействии на материал из-за развития микроразрушений (прежде всего, микротрещин) вследствие появления термических напряжений. ТАЭ определяется структурой и исходной дефектностью материала, различием температурных коэффициентов объемного расширения его составных частей.

Задача отслеживания эволюции разрушений важна при исследовании природных материалов - горных пород как в фундаментальном (вулканология, физика землетрясений, метаморфизм), так и в прикладном аспекте (исследование устойчивости природно-технических комплексов). Современные концепции развития разрушений основываются на представлении о масштабно-иерархическом характере структуры горных пород и присутствующих в них нарушений (микротрещин и т.д.). При определенных условиях развитие разрушения в горных породах может быть связано с перераспределением интенсивности разрушения как с более мелких нарушений на более крупные (рост трещин за счет их взаимодействия, например, слияния), так и наоборот [Смирнов и др., 2010]. Особый интерес представляет исследование вариаций АЭ при совместном (не обязательно одновременном) механическом нагружении и высокотемпературном нагреве [Шкуратник и др., 2015], поскольку характер развития разрушений у этих воздействий может различаться.

Нами были проведены исследования развития термически стимулированных микроразрушений в горных породах, основанные на анализе изменения ТАЭ. Экспериментальная установка состояла из устройства нагрева цилиндрических образцов диаметром 30 мм и высотой до 60 мм, акустического волновода для вывода акустического сигнала наружу от находящегося в зоне нагрева образца, пьезоэлектрического датчика регистрации ТАЭ, системы регистрации АЭ ALine-32D и термопары для регистрации температуры в зоне нагрева. При проведении исследований наблюдались различные особенности поведения интенсивности ТАЭ, из которых отметим термический аналог эффекта Кайзера и увеличение интенсивности ТАЭ около температуры 574°С (что связывается нами с размытым полиморфным α↔β переходом кварца [Соболев и др., 2004]).

Было проведено исследование ТАЭ двух образцов мелкозернистого песчаника, один из которых не подвергался никакому предварительному воздействию, а другой предварительно подвергался одноосному нагружению до нагрузки, близкой к разрушающей (видны трещины). Образцы были взяты из одной партии (один блок породы) и имели однородную видимую структуру (без видимых включений, слоистости и др.). Для контроля был проведен петрографический анализ, который показал схожесть микроструктуры образцов. Оценка макропараметров (пористость, скорость упругих волн) образцов также показала их сходство. Первый образец испытал три цикла нагрев-остывание до максимальных температур приблизительно 250°С, 450°С и 650°С. Второй испытал два цикла, оба - до температуры около 650°С.

Для анализа изменений ТАЭ были построены кривые зависимости температуры и интенсивности потока импульсов ТАЭ от времени, а также амплитудно-временное распределение импульсов (для нагруженного образца песчаника данные приведены на рис. 1). Кроме того, проводилась кластеризация импульсов ТАЭ; представительные кластеры импульсов удалось выделить только для нагруженного образца песчаника.

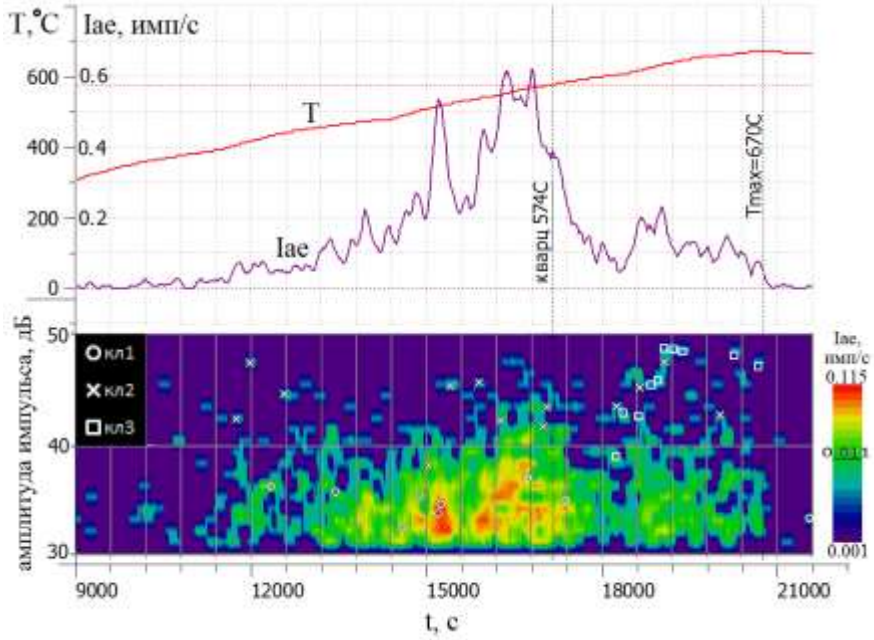


Рис. 1. - Данные по первому нагреву образца песчаника, предварительно подвергнутого одноосному нагружению: вверху - зависимости от времени температуры образца ("T") и интенсивности ТАЭ ("Iae"); внизу - амплитудно-временное распределение интенсивности ТАЭ в логарифмическом масштабе в соответствии с цветовой шкалой справа; кружочками, крестиками и квадратиками отмечены события из трех разных кластеров соответственно. По горизонтальной оси отложено время в секундах от начала эксперимента; черным пунктиром отмечены характерные моменты: "кварц 574C" - достижение температуры полиморфного α↔β перехода кварца; "Tmax=670C" - достижение максимальной температуры текущего нагрева 670°C.

По полученным данным были сделаны следующие выводы. Образцы песчаника, один из которых не подвергался, а другой подвергался предварительно механическому нагружению, показывают разный характер ТАЭ. Это проявляется, во-первых, в том, что у ненагруженного образца уровень интенсивности ТАЭ несколько меньше, характер изменения ТАЭ во времени более ровный, влияние полиморфного α↔β перехода кварца слабее, чем у нагруженного образца. Во-вторых, у ненагруженного образца более равномерно распределены события по амплитудам на всем этапе нагрева, сами амплитуды меньше. В-третьих, у нагруженного образца устойчиво выделяются три группы событий, обусловленные, по все видимости, развитием относительно крупных нарушений (трещины или группы трещин), возникших во время механического нагружения и близких к критическому состоянию. При последующем нагреве развитие трещин происходит неравномерно, что может быть обусловлено различным уровнем инициирующих термических напряжений.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке совместным российско-индийским проектом РНФ-DST India: грант РНФ № 16-47-02003, грант INT/RUS/RSF/P-13 Департамента науки и технологии Правительства Индии.

Лтература

1.Смирнов В. Б., Пономарев А. В., Бернар П., Патонин А. В. Закономерности переходных режимов сейсмического процесса по данным лабораторного и натурного моделирования // Физика земли. 2010. № 2. С. 17–49.

2.Соболев Г.А., Пономарев А.В., Никитин А.Н., Балагуров А.М., Васин Р.Н. Исследование динамики полиморфного α-β–перехода в кварците методами нейтронной дифрактометрии и акустической эмиссии // Физика Земли. 2004. №10. С.5-15.

3.Шкуратник В.Л., Вознесенский А.С., Винников В.А. Термостимулированная акустическая эмиссия в геоматериалах. М.: изд. "Горная книга", 2015.

*****

Клей применяемый для приклеивания элементов усиления – FibARMLaminate с прочностью на сдвиг более 13 МПа.

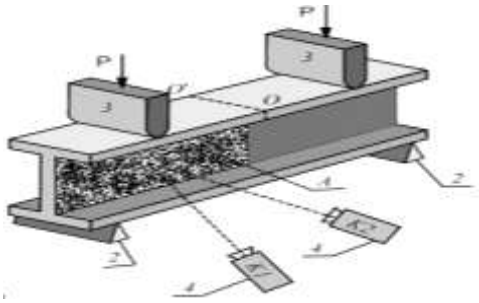


Рис. 1. Схема регистрации изображений исследуемой области боковой поверхности балки. 1 – двутавр; 2 – опоры ; 3 – индентор ; 4 – цифровые камеры К1 и К2; А –исследуемая область; ОО′ – линия оси, проходящей через центр двутавра; Р – прикладываемая нагрузка.

Усиливаемый внешний элемент выполнен из углепластиковой ламели FibARMLamel12-50. Прочность на растяжение более 2800 МПа. Толщина ламели 1,2 мм, ширина равна 82 мм и она совпадает с шириной полки двутавра.

Для определения деформированного состояния изгибаемого элемента (двутавровой балки) применялся метод корреляции цифровых изображений. Этот метод основан на определении перемещений совокупности соседних пикселей стереоскопических изображений, поверхности образца при деформировании. Схема регистрации эволюции распределения напряжений на исследуемой боковой поверхности двутавра приведена на рис. 1.

Испытание образцов на изгиб осуществлялось на универсальной испытательной машине UTM 4500 (GTCS, USA) с максимальным сжимающим усилием 4500 кН (458 тс). Нагрузка создавалась по линейному закону со скоростью загружения не более 1 Н/мм^2 в секунду.

Схема испытаний, по которой были проведены испытания двутавровых балок, показана на рис. 1. Испытания проводили на эталонной двутавровой балке и на двутавровой балке, усиливаемый углепластиковыми ламелями, приклеенными к верхней и нижним полкам балки.

На рис. 2 приведены диаграммы деформирования в координатах «P–f_{MAX}», полученные в результате испытаний на прогиб эталонного и усиленного двутавров. Здесь f_{MAX} – максимальный прогиб двутаврава результате воздействия. На диаграммах деформирования можно выделить четыре стадии. Первая стадия (участок ОА) характеризуется линейным характером и соответствует упругой стадии деформации. На стадии II (участок АВ) происходит отклонение от линейной зависимости на диаграмме деформирования. Этот участок можно отнести к параболической стадии. Стадия III (участок ВС) на деформационной кривой «нагрузка–прогиб» обусловлена особенностями такого вида приложенной внешней нагрузки на двутавровую балку. В данном случае переход к стадии III обусловлен медленной потерей устойчивости полки двутавра под местом прикладываемой нагрузки. Стадия IV (участок CD) также определяется не механическими свойствами материала, а самой конструкцией и видом деформационного воздействия.

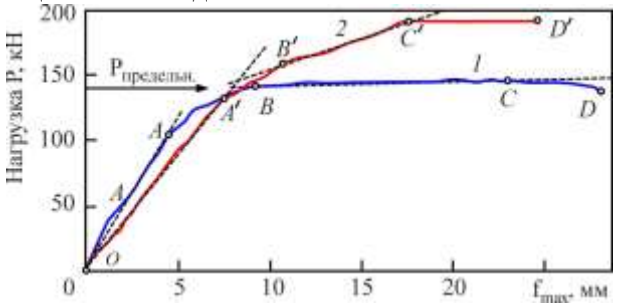
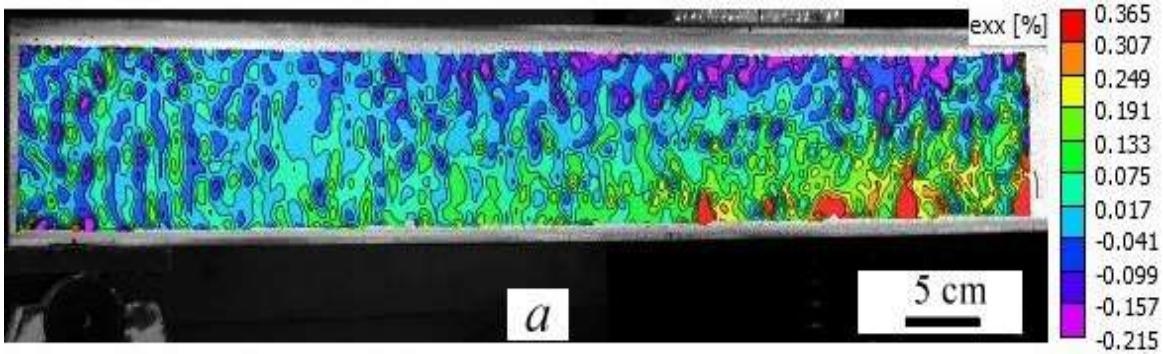


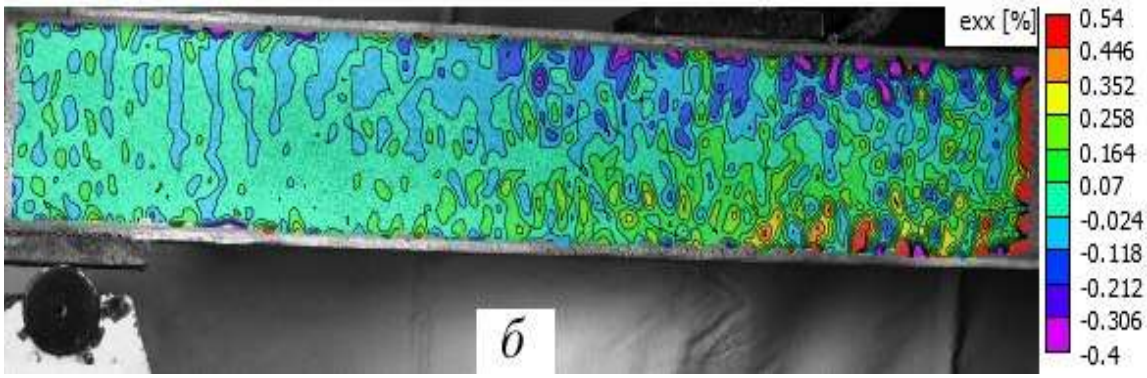
Рис. 2. Диаграммы «нагрузка-прогиб» исходной двухтавровой стальной балки (кривая 1) и усиленной углепластиком нижнего и верхнего поясов двухтавровой балки (кривая 2)

На рис. 2 на диаграмме «P–f_{MAX}» стрелкой показана предельная нагрузка ($P_{предельн.}$~140 кН), после достижения которой начинается процесс потери устойчивости полки эталонного двутавра под местом прикладываемой нагрузки (переход на стадию III). Картина распределения продольных относительных деформаций стенки эталонного двутавра при предельной нагрузке ($P_{предельн.}$)

показывает слоистый характер распределения очагов пластической деформации (рис. 3, а). Причем на верхней части боковой поверхности двутавровой балки максимальная величина сжимающей пластической деформация в локальных очагах пластической деформации достигает значений порядка 0,215. Тогда как на нижней части боковой поверхности двутава максимальная величина растягивающих пластических деформаций в локальных очагах пластической деформации больше на 40%, чем на верхней части боковой поверхности (достигает значений ~ 0,365).



Нагрузка 140.28 кН, f = 9.09 мм



Нагрузка 140.24 кН, f = 8.49 мм

Рис. 3. Картины продольных относительных деформаций стенки эталонного стального двутавра (а) и усиленного углепластиковыми ламелями, приклеенными к верхней и нижним полкам балки (б)

Подобная картина распределения продольных относительных деформаций при такой же приложенной внешней нагрузке наблюдается на боковой стенке усиленного двутавра (рис. 3, б). Только здесь области на верхней и нижней частях боковой поверхности двутавра, занимаемые локальными очагами пластической деформации с максимальными значениями значительно меньше, чем в эталонном двутавре при тех же значениях приложенной нагрузки. При этом их плотность также значительно меньше.

Литература

1.Федоров В.С., Копаница Д.Г., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Устинов А.М. и др. Экспериментальные исследования упруго-пластической деформации клеевых соединений методом корреляции цифровых изображений. Вестник ТГАСУ. 2017. №2, с.79-97.

****

МИКРО- И МАКРОРАЗРУШЕНИЕ УПРУГО-ХРУПКИХ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ НЕПРОПОРЦИОНАЛЬНОМ ТРЕХОСНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Зайцев А.В.[1], Карев В.И.[2], Коваленко Ю.Ф.[2], Кокшаров В.С.[1], Палкин Д.Д.[1], Соколкин Ю.В.[1]

[1] Россия, г. Пермь, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, zav@pstu.ru

[2] Россия, г. Москва, Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН, wikarev@ipmnet.ru

MICRO- AND MACROFAILURE OF ELASTO-BRITTLE ROCKS MEDIA UNDER NONPROPORTIONAL TRIAXIAL QUASISTATIC LOADING

Исследование процессов неупругого деформирования и разрушения горных пород связано с необходимостью развития моделей механики для корректного описания закономерностей поведения повреждаемых геосред. Существует потребность в усовершенствовании методик прочностного анализа, учитывающих реальные условия нагружения, эволюцию, характер коллективного взаимодействия в системе дефектов. Без понимания закономерностей и механизмов, без оценки устойчивости процесса образования дефектов, без определения условий начала локализации макроразрушение останется скрытым и слабо предсказуемым явлением эволюции внутренней структуры материала.

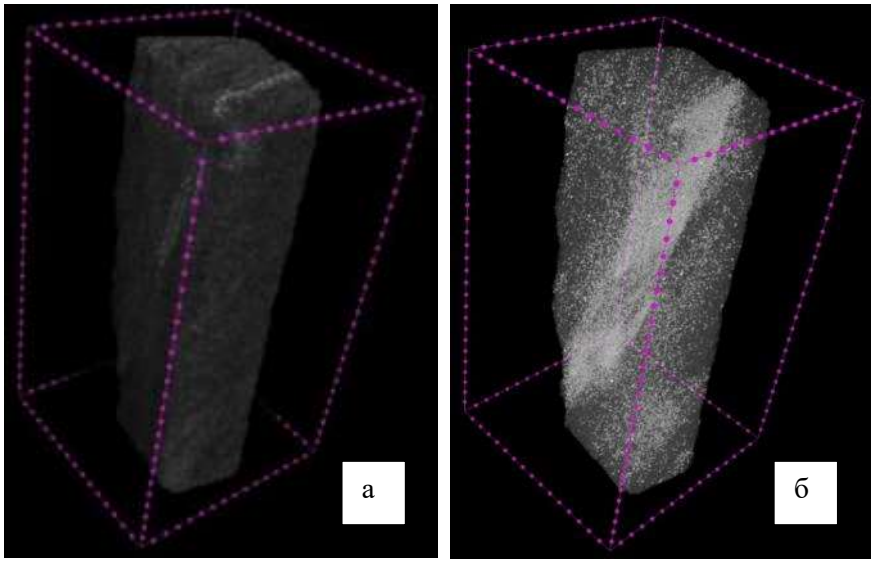


Рисунок 1. 3D микроструктура фрагментов образцов медистого песчаника, полученная на рентгеновском микротомографе SkyScan 1172 до обработки (а) и после обработки (б)

Проведены эксперименты для определения деформационных свойств медистого песчаника Березниковско–Усольского месторождения Пермского края при трехосном нагружении и деформировании по траекториям в виде многозвенных ломаных на Испытательной системе истинно трехосного независимого нагружения (ИСТНН) лаборатории «Геомеханика» ИПМех РАН кубических образцов (ребро – 40 мм, отполированные грани) с построением полных равновесных диаграмм деформирования, позволившие определить закономерности процессов разупрочнения, разрыхления и разрушения. Исследование фрагментов микроструктуры на рентгеновском микротомографе SkyScan 1172 ресурсного центра «Геомодель» Научного парка СПбГУ и последующая обработка утилитой CT-Analyser пакета CTvox позволило провести 3D реконструкцию, обнаружить закономерности геометрии элементов структуры, включений и пор в недеформированном состоянии, провести морфометрический анализ, идентифицировать отдельные повреждения и кластеры (темные области на рис. 1, а с меньшей по сравнению с бездефектным материалом рентгеновской плотностью), обнаружить плоскости, в которых происходит преимущественное разрушение по механизмам сдвига в стесненных условиях.

С целью изучения закономерностей повреждения горных на стадии разупрочнения, определения условий перехода к локализованному авторами [1–7] разработана двухуровневая структурно-

феноменологическая модель деформирования поликристалла. Эта модель с единых позиций описывает неупругое деформирование материала при пропорциональном и непропорциональном нагружении, сопровождаемое возникновением и развитием дефектов, как непрерывный многостадийный процесс накопления повреждений, а разрушение – как результат потери устойчивости этого процесса.

Структурное разрушение медистого песчаника с изотропными упруго-хрупкими тетраэдральными зернами (прочностные постоянные которых случайны, распределены по закону Вейбулла, а упругие характеристики – детерминированы) описывается системой дифференциальных уравнений [1–7], которая на каждом шаге нагружения решается численно методом конечных элементов. Формоизменение – основная причина разрушения зерен, однако была предусмотрена возможность восстановления способности поврежденными зернами сопротивляться гидростатическому сжатию.

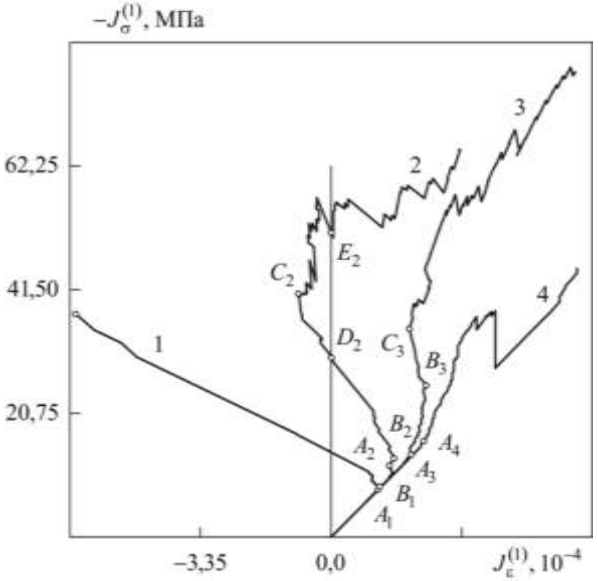


Рисунок 2. Объемное уплотнение и разрыхление медистого песчаника при трехосном сжатии с различной жесткостью нагружающей системы

Упруго-хрупкие песчаники при сжатии демонстрируют уплотнение при высокой и разрыхление при низкой пористости. Объемное разрыхление связано с необратимым стесненным разворотом частиц среды в результате накопления повреждений и фрагментации первоначально монолитного материала. Вместе с тем, увеличения объема может быть также вызвано упругой разгрузкой неповрежденной части материала в областях, непосредственно примыкающих к очагу локализованного разрушения (рис. 2).

Уплотнение во всем диапазоне изменения сжимающих нагрузок наблюдалось только при $R=10^8$ Н/м^3 (соответствует режиму предельно «жесткого» нагружения). При нагружении с $R=10^4$ Н/м^3 увеличение сжимающей нагрузки приводит к уплотнению, а после достижения предельных деформаций (точке B_1) объемное сжатие сопровождается разрыхлением (на рис. 2 точками A_i показаны состояния, соответствующие пределам прочности). При жесткости нагружающей системы $R=10^5$ Н/м^3 за уплотнением следует разрыхление, в результате которого образец песчаника восстанавливает свой первоначальный объем (состояние D_2). Дальнейшее равнокомпонентное сжатие сопровождается увеличением объема до точки C_2, в которой происходит изменение сценария поведения: геоматериал с накопленными дефектами начинает уплотняться. В результате этого образец еще раз восстанавливает свой начальный объем (состояние E_2). При $R=10^6$ Н/м^3 реализуется та же смена сценариев разрушения, но восстановления начального объема не наблюдается.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ–Урал № 17–41–59418).

Список ЛИТЕРАТУРЫ

1.Вильдеман В.Э., Зайцев А.В. Деформационное разупрочнение и разрушение композициионных материалов зернистой структуры. Механика композиц. материалов и конструкций. 1996. Т. 2, № 2, С. 117–125.

2.Вильдеман В.Э., Зайцев А.В. Равновесные процессы разрушения зернистых композитов. Механика композит. материалов. 1996. Т. 32, № 6, С. 808–817.

3.Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Зайцев А.В. Эволюция структурных повреждений и макроразрушение неоднородной среды на закритической стадии деформирования. Механика композит. материалов. 1997. Т. 33, № 3, С. 329–339.

4.Зайцев А.В. Локальная неустойчивость деформирования и самоподдерживаемое разрушение зернистого композита на закритической стадии деформирования. Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7, № S1–1. С. 351–354.

5.Зайцев А.В. Закономерности процессов накопления повреждений и условия перехода к локализованному разрушению зернистых композитов при квазистатическом нагружении. Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7, № 5, С. 63–72.

6.Zaitsev A.V., 2009. Nonlocal conditions for the transition from damage to a localized failure in granular composites under quasistatic loading. J. Physics: Conf. Ser. Vol. 181, P. 012046.

7.Зайцев А.В., Вильдеман В.Э., 1997. Равновесные состояния поврежденной неоднородной среды в условиях немонотонного нагружения. Вестник ПНИПУ. Механика. № 5. С. 35–42.

****

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ В УСЛОВИЯХ СОВМЕСТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ СИЛОВЫХ И КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ

Луценко А.Н.

Россия, Москва.ФГУП ВИАМ

В докладе рассматриваются вопросы определения механических характеристик материалов, используемых для оценки несущей способности и ресурса ответственных конструкций, на примере соответствия Нормам лётной годности самолётостроения. Анализируются прочностные характеристики материала на основе разработанной матрицы предельных состояний для сплошного тела и тела с трещиной с учётом условий нагружения и внешних эксплуатационных факторов. Показано, что неопределённость в оценке прочностных характеристик для металлических материалов возникает в условиях воздействия влаги, а для полимерных конструкционных материалов необходимо учитывать и длительность эксплуатации.

В ФГУП «ВИАМ» разработана методика оценки прочности металлического материла с трещиной в условия длительного воздействия нагрузки и коррозионной среды. Методика позволяет исследовать как коррозионную повреждаемость, так и оценить кинетику изменения коэффициента интенсивности напряжений. Установлено, что при коррозионных процессах в вершине коэффициент интенсивности напряжений может повышаться в результате «затупления» трещины.

Однако нерешённым для металлов остаётся вопрос сокращения времени испытаний в условиях воздействия влаги и прогнозирование остаточной прочности.

Для конструкционных полимерных материалов влияние влаги имеет исключительное значение, поскольку для ряда композитов приводит к резкому снижению прочностных характеристик. Однако методически данная проблема достаточно легко разрешима. Другим фактором, являющимся, в ряде случае, ограничителем при использовании полимерных композитов, является фактор старения. На основании гипотезы [Журкова] и его модернизированной формулы, описывающей длительную прочность, как функцию температуры и некоторой постоянной материала, во ФГУП «ВИАМ» разрабатывается методика прогнозирования прочностных характеристик полимерных композиционных материалов.

Как показывает практика, полимерный композиционный материал испытывается на крайний вариант эксплуатации – либо хранение во влажных (максимальное влагонасыщение и снижение механической прочности), либо хранение при воздействии солнечной радиации (максимальное старение и повышение хрупкости материала). Данный подход к проведению испытаний не позволяет оценить реальный срок службы материала и значительно увеличивает коэффициенты запаса

прочности и, соответственно, вес конструкции. Методика ФГУП «ВИАМ» основывается на циклических испытаниях характеристик материалов при варьировании времени «хранения – полета», при которых происходит влагонасыщение и влагоудаление из материала при одновременном действии механических и тепловых эксплуатационных нагрузок, при которых происходят процессы старения (разрушении матрицы).

СЕКЦИЯ 11: ***ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ***

****

О ВЗАИМОСВЯЗИ ТЕПЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И ИНТЕНСИВНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СУХОМ СКОЛЬЖЕНИИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Алеутдинова М.И., Фадин В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия, aleut@ispms.ru

Скорость деформации и разрушения поверхностного слоя определяется значениями параметров внешнего воздействия (контактным давлением, скоростью скольжения, контактной плотностью электрического тока и т.п.), а также тепловыми характеристиками контакта, в частности, температурой контакта [1]. Температура контакта характеризует тепловое состояние поверхностного слоя, которое зависит от соотношения генерированной энергии трения и тепловой энергии, отведённой из зоны трения. Эти характеристики в значительной степени зависят от исходной структуры материалов контакта и условий теплоотвода при данной схеме испытаний. Увеличение температуры контакта обычно приводит к увеличению интенсивности изнашивания. Но частицы износа могут также отводить теплоту, поэтому высокая интенсивность изнашивания способна уменьшить температуру контакта. Взаимное влияние интенсивности изнашивания и тепловых характеристик контакта не позволяет предсказать характер изнашивания. Поэтому эти характеристики контакта могут быть определены только экспериментально, особенно в экстремальных условиях трения.

Интенсивность изнашивания характеризует реакцию материала на внешнее воздействие трением и должна изменяться при изменении входных параметров трибосистемы. Наиболее сильное воздействие испытывают микрообъёмы материала в окрестности пятен контакта. Экстремальная плотность энергии на пятнах контакта может быть достигнута при протекании электрического тока через контакт. В этом случае контактная плотность тока и первичная структура материалов являются главными параметрами внешнего воздействия. Низкая интенсивность изнашивания была проявлена материалами состава медь-подшипниковая сталь в сухом скользящем электроконтакте по стали [2]. Представляется целесообразным изучить роль теплоотвода в разрушении поверхностного слоя.

Целью настоящей работы является определение взаимосвязи теплоотвода, интенсивности изнашивания и температуры контакта материалов состава подшипниковая сталь-медь при сухом скольжении по стали с высокой контактной плотностью тока.

Состав применяемых материалов приведён в таблице, где ШХ15 – подшипниковая сталь (1,5% Cr, (0,4÷1,0)% C), восстановленная из шлифовального шлама производства подшипников. Композиты были спечены в вакууме при 1100°C в течение 2 часов.

Таблица. Физико-Механические Характеристики Материалов

Состав порошковой шихты, об% / свойства	*HB*, МПа	*П*, %	ρ, 10^{-6} Ом·м	λ_2, Вт/м·К	*f*	ζ_1
1. Cu	1100	0	0.018	400	0,55	0,27
2. Cu-20% ШХ15	880	16	0,07	260	0,55	0,30
3. Cu-50% ШХ15	960	9	0,16	139	0,6	0,38

Испытания на износ проведены без смазки при переменном токе (50 Гц), при давлении p=0,13 МПа, скорости скольжения v=5 м/с на машине трения СМТ-1 по схеме “вал-колодка”. Путь трения при каждом испытании составлял 9 км. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h=h/L$, где h – изменение высоты образца на дистанции скольжения L. Сталь 45 (50 HRC) служила контртелом.

Пять термопар, расположенных вдоль оси образца на разных расстояниях y от поверхности контакта, позволили найти распределение температуры. Термопары были прикреплены к образцу точечной сваркой. Температура контакта определена согласно распределению температуры методом линейной экстраполяции к значению y=0 см, т.е. к поверхности контакта.

Распределение температуры вдоль осей образцов всех составов удовлетворительно аппроксимировались линейной зависимостью $T(y)$. На основе этих зависимостей были найдены токовые зависимости контактной температуры $T_s(j)$ и $grad\ T_2(j)$. Мощность внешнего воздействия на

поверхностный слой при протекании электрического тока через контакт может быть записана в виде $q = f \cdot p \cdot v + j^2 / r_s^{-1}$, где f – коэффициент трения, p – контактное давление, v – скорость скольжения, j – контактная плотность тока, r_s^{-1} – удельная поверхностная электропроводность контакта $(r_s^{-1} = j/U)$, U – падение напряжения в контакте. Тепловые потоки записываются в соответствии с законом Фурье, а именно $q_{1h} = \lambda_1 \cdot grad\, T_1$ и $q_{2h} = \lambda_2 \cdot grad\, T_2$, где $grad\, T_1$ и $grad\, T_2$ – градиенты температуры контртела и образца в окрестности поверхности скольжения, а λ_1, λ_2 – теплопроводности контртела и материала, соответственно. Определяя эти градиенты при заданной мощности трения q, можно найти мощность q_{2d}, направленную на разрушение поверхностного слоя образца, как

$$q_{2d} = q - q_{1h} - q_{2h}. \quad (1)$$

Значение $grad\ T_2(j)$, определенное из распределения температуры вдоль оси образца, позволило найти $q_{2h}(j)$. Определение градиента $grad\, T_1$ является большой технической проблемой. Поэтому q_{1h} был приближенно рассчитан с применением коэффициента ζ_1 распределения теплового потока в контртело, т.е. $\zeta_1 = q_{1h}/(q_{1h} + q_{2h})$. Отсюда следовало, что

$$q_{1h} = q_{2h} \cdot \zeta_1 / (1 - \zeta_1) \quad (2)$$

Коэффициент ζ_1 может быть рассчитан по формуле Егера $\zeta_1 = \lambda_1/(\lambda_1 + \lambda_2)$ или другими методами [3]. В настоящей работе коэффициент ζ_1 рассчитан по формуле Шаррона [1]

$$\zeta_1 = (1 + \sqrt{\lambda_2 \cdot d_2 \cdot c_2 / \lambda_1 \cdot d_1 \cdot c_1})^{-1}, \quad (3)$$

где d_1, d_2 – плотности контртела и образца, c_1, c_2 – теплоемкости контртела и образца соответственно. Теплопроводность композитов λ_2 рассчитана по формуле Ландауэра-Бруггемана $\sum Ci(\lambda_2 - \lambda_i)/(2\lambda_2 + \lambda_i) = 0$ [3], где C_i, λ_i – объёмные концентрации и теплопроводности компонентов композитов соответственно.

Увеличение j вызывает уменьшение доли q_{2h}/q мощности, направленной на теплоотвод от зоны трения, при этом $grad\ T_2$ увеличивается при увеличении j. В соответствии с (2) это должно увеличивать долю q_{2d}/q, направленной на разрушение поверхностного слоя. Доля $q_{2d}/q > 1$ в контакте меди, но $q_{2d}/q < 1$ в остальных контактах. Следует отметить, что доля q_{2h}/q в контакте меди имела сравнительно низкие значения. Кроме того, значения доли q_{2h}/q в контакте композита Cu-50% ШХ15 ниже, чем эта же доля в контакте композита Cu-20% ШХ15. Интенсивность изнашивания I_h увеличивается при увеличении j. При некоторой критической $j=j_c$ происходит резкое увеличение I_h, что соответствует началу катастрофического изнашивания. Можно отметить, что катастрофическое изнашивание этих материалов начинается при $j_c \approx 300$ А/см^2 и при $I_h \approx 10$ мкм/км, но увеличение содержания железа в образце приводит к уменьшению j_c и к некоторому увеличению I_h. Это значит, что композиты имеют менее прочный поверхностный слой, чем медь.

Заключение. Средняя температура контакта материалов состава Cu-подшипниковая сталь не превышает 300^{o}C при сухом скольжении по стали под воздействием электрического тока с контактной плотностью более 100 А/см^2. На поверхности скольжения этих материалов присутствуют сектора со следами образования жидкой фазы. Проявление относительного низкого теплоотвода из зоны скольжения меди указывает на то, что большая доля энергии диссипируется путём формирования структурных дефектов и расплава. Мощность, направленная на деформацию и разрушение поверхностного слоя превышает мощность теплоотвода меди в рамках сделанных допущений. Увеличение концентрации подшипниковой стали в материале приводит к увеличению температуры контакта, градиента температуры в зоне контакта, к слабому увеличению интенсивности изнашивания при любой фиксированной плотности тока и к уменьшению контактной плотности тока, соответствующей началу катастрофического изнашивания

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы и при финансовой поддержке гранта РФФИ 16-48-700434 р_а.

Литература

1.Чичинадзе А.В., и др. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) /Под общ .ред. А.В.Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.

2.Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Колубаев А.В.// Известия вузов. Физика. – 2013. – Т.56, №12/2, – С.208-212.

3.Braunovich M. Electrical contacts. Fundamentals, Applications and Technology / M. Braunovich, V.V. Konchits, N.K. Myshkin. – Taylor & Francis Group, LLC, 2007. – 672 p.

****

МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

Гоголева О.В.

Россия, Институт проблем нефти и газа СО РАН, oli-gogoleva@yandex.ru

Gogoleva O.V.

Abstract. This article presents the results of studies of composites based on ultrahigh molecular polyethylene. Using IR spectroscopy, the formation of a transfer friction film has been established, which leads to an increase in the wear resistance of the composites.

It is shown that the increase in wear resistance of composites based on UHMWPE is associated not only with the processes of structure formation with the introduction of fillers, but also with the reverse transfer of wear particles to the surface of the material, i.e. with processes of "self-healing" of a composite.

Надежность, безопасность и эффективность эксплуатации машин, механизмов, конструкций и сооружений в экстремальных условиях холодного климата во многом обуславливаются техническими характеристиками применяемых материалов. Интенсификация развития экономики Арктики, Сибири и Дальнего Востока потребует создания и широкого применения нового поколения техники и технологий, для разработки которых будут необходимы материалы со значительно улучшенными функциональными свойствами.

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) относится к новому поколению полимеров, изделия из которого используются там, где обычные марки полимеров не выдерживают жестких условий эксплуатации. СВМПЭ обладает исключительно высокой ударной прочностью, износостойкостью, стойкостью в агрессивных средах, гидрофобностью и влагостойкостью, а также способностью сохранять перечисленные свойства при низких температурах (до -269 ^{0}C). Из композитов на основе СВМПЭ могут изготавливаться полимерные трубы для транспортировки в водной пульпе угля, руды, нефтепродуктов и абразивных материалов; футеровки оборудования, а также деталей и элементов конструкций, подвергающиеся ударной нагрузке и истиранию.

В таблице 1 приведены результаты исследований свойств полимерных композиционных материалов на основе СВМПЭ, модифицированных базальтовым волокном (БВ), вермикулитом и терморасширенным графитом (ТРГ).

Табл.1 Физико-механические и триботехнические характеристики модифицированного СВМПЭ

Состав	ε_p, %	δ_p, МПа	Е, МПа	I, мг/ч	f тр
СВМПЭ (GUR-4120)	340-350	37-38	760	0,49	0,36
СВМПЭ+1-5% БВ	300-330	39-41	1000-1100	0,10-0,12	0,25-0,38
СВМПЭ+0,5-1 мас.% вермикулит	380-410	36-38	650-700	0,13-0,26	0,23-0,29
СВМПЭ+0,005-0,01 мас.% ТРГ (нано)	350-370	36-38	760-840	0,16-0,25	0,20-0,34

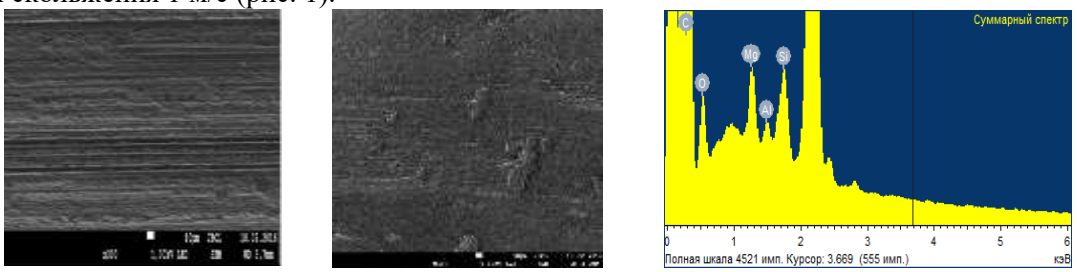
С целью однородного распределения наполнителей в матрице СВМПЭ в работе была использована технология совместной активации компонентов композита в планетарной мельнице «Пульверизетте-5» в течение 2 мин. Показано [1-3], что при модифицировании СВМПЭ наполнителями различной природы наблюдается снижении коэффициента трения и скорости массового изнашивания композитов при сохранении физико-механических свойств на уровне исходного СВМПЭ.

Для объяснения повышения износостойкости композитов были проведены ИК-спектроскопические исследования поверхностей трения ПКМ. Установлено, что на поверхности

образцов присутствуют пики, относящиеся к деформационным и симметричным колебаниям С-Н-групп исходной матрицы, что согласуется с литературными источниками.

На поверхности трения установлено появление в области ~1717 см-1 и 1598 см-1, а также 1230 см-1, 1050 см-1 полос поглощения соответствующих окисленным группам (карбокси-, эпокси-группы). Образование солей карбоновых кислот, соединений с эпокси-группами на поверхности образцов после трения свидетельствует о формировании фрикционной пленки переноса, а также эти соединения, как показано в ряде работ [4, 5] выступают как ингибиторы окислительных процессов, и как в следствие сопровождается повышением износостойкости ПКМ.

Известно, что сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) и композиты на его основе обладают высокими прочностными характеристиками, износостойкостью, морозостойкостью, однако из-за невысокой термостойкости максимальная температура длительной эксплуатации без смазки не превышает 80-100 °С. В связи с этим, допустимые нагрузочно - скоростные режимы эксплуатации композитов следующие: нагрузка - 200 Н, скорость скольжения - 1 м/с. При таком нагрузочно-скоростном режиме трения по данным ИК-спектроскопии поверхностей трения не происходят процессы окислительной деструкции. Однако, при этом из-за высокой износостойкости материала образование продуктов износа происходит в очень малом недостаточном для тщательных исследований количестве. Поэтому для исследования продуктов износа условия трения были ужесточены: нагрузка 300 Н, скорость скольжения 2,5 м/с. Установлено, что степень кристалличности продуктов износа повышается на 18-25% по сравнению с материалом композита. Следует отметить, что даже при таких условиях износ материала небольшой. Это, вероятно, связано с тем, что из-за высокой температуры в зоне трибоконтакта образуемые частицы износа, не успевая выйти из зоны трения, поглощаются полимерным композитом за счет быстропротекающего процесса подплавления матрицы [6, 7]. Протекание подобного процесса происходит даже при нагрузке 200 Н и скорости скольжения 1 м/с (рис. 1).



а б в

Рис.1. Поверхность трения: а) СВМПЭ; б) СВМПЭ+2 мас. % вермикулита; в) элементное распределение композита на поверхности трения

Поверхность трения композита с вермикулитом (рис.1, б) характеризуется более сглаженным микрорельефом и на ней зарегистрированы поглощенные обратно поверхностью частицы износа, что подтверждено исследованиями элементного анализа этих фрагментов (рис. 1, в). Подобный процесс «самозалечивания» композита приводит к повышению износостойкости до 3,5 раз по сравнению с исходным композитом.

Заключение. По результатам исследований показано, что повышение износостойкости композитов на основе СВМПЭ связаны не только с процессами структурообразования при введении наполнителей, но и с обратным переносом частиц износа на поверхность материала, т.е. с процессами «самозалечивания» композита. Выявлено, образование солей карбоновых кислот, соединений с эпокси-группами на поверхности образцов после трения, что свидетельствует о формировании фрикционной пленки переноса, приводящей к повышению износостойкости ПКМ.

Список литературы

1.Охлопкова А.А., Гоголева О.В., Никифоров Л.А., Борисова Р.В. Модификация сверхвысокомолекулярного полиэтилена слоистыми глинами // Материаловедение.-2014.-№1.-С.45-49

2.Гоголева О.В., Попов С.Н., Петрова П.Н., Охлопкова А.А. Исследование структур и свойств композиционных материалов, созданных на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена и терморасширеннного графита // Вестник машиностроения.-2014.-№9.-С-42-45.

3.Петрова П.Н., Соколова М.Д., Заровняев Б.Н., Гоголева О.В., Майер А.Ф., Васильев С.В. Перспективность использования базальтопластиков для горной промышленности // Горный информационно-аналитический бюллетень.-2014.-№9-С.413-420.

4.Белый В.А., Свириденок А.И., Петроковец М.И. и др. Трение и износ материалов на основе полимеров. - Минск: Наука и техника, 1976.- 432 с.

5.Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трибология. Принципы и приложения. - Гомель: ИММС НАНБ, 2002. - 310 с.

6. S. V. Panin, L. A. Kornienko, T. Nguen Suan, L. R. Ivanova, M. A. Poltaranin, S. V. Shil'ko Wear Resistance of Composites Based on Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene Filled with Graphite and Molybdenum Disulfide Microparticles // Journal of Friction and Wear. - 2014. - Vol. 35, No. 4. - pp. 290–296.

7. Краснов А.Л., Токарева Н.В., Попов В.К., Хоудл С., Морлей К., Афоничева О.В. Роль трибохимических процессов при трении сверхвысокомолекулярного полиэтилена, модифицированного сереброорганическим соединением // Трение и износ. -2002.-Т.23, №1.-С.72-76.

****

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Меделяев И. А.

Военная академия РВСН имени Петра Великого, Россия, medd_ia@mail.ru

Рассмотрены процессы, происходящие в зоне контакта трибологических систем. В основе этих процессов - взаимодействие поверхностей трения; изменения, происходящие в поверхностном слое материала трибосопряжений; разрушение поверхности. Эти явления взаимосвязаны, происходят одновременно и непосредственно влияют друг на друга. При их рассмотрении целесообразно учитывать энергетические параметры, характеризующие твердое тело и среду, свойства поверхности, строение поверхностных слоев.

Работа внешнего трения ($A=Q+\Delta E$) расходуется на образование теплоты (Q) и энергии, поглощаемой поверхностью трения (ΔE). Поглощаемая поверхностью энергия расходуется на смятие неровностей и пластическую деформацию поверхностных слоев. Деформация является следствием сопротивления твердого тела действию внешних сил. Она приводит к изменению площади фактического контакта, изменению геометрии поверхности, изменяет структуру и свойства материала, коэффициент трения.

Отличительной особенностью деформации в результате трения является то, что она является следствием одновременного действия нормальных и тангенциальных сил. Главная роль принадлежит тангенциальному напряжению, что обусловливает направленное течение поверхностных объемов материала.

Процесс внешнего трения в соответствии с молекулярно-механической теорией представляет собой деформирование тонких поверхностных слоев трущихся тел, которое сопровождается разрушением адгезионных связей между пленками, покрывающими эти тела.

Разрушение структуры является заключительным этапом пластической деформации.

Химическое воздействие среды на трибологическую систему связано с образованием пленок (окисных и смазочных), изменяющих энергию поверхностного слоя и, в основном, оказывающих решающее влияние на формирование механизма изнашивания.

В процессе эксплуатации поверхностные слои узлов трения и смазочный материал испытывают динамические воздействия, приводящие к упругопластическим деформациям, выделению теплоты, нарушению динамического равновесия процессов разрушения и восстановления смазочной плёнки на поверхностях трения, к повреждению поверхностей пары трения.

Воздействие теплоты на пару трения приводит к нарушению термоупругой стабильности контакта (макроконтакта). Неравномерное нагревание по толщине обусловливает тепловые деформации пары трения: выпучивание отдельных участков сопрягаемых поверхностей. Контакт происходит по отдельным вершинам неровностей, несмотря на то, что в исходном (приработанном) состоянии контактирующие поверхности были плоскими. Имеет место неидеальный тепловой контакт, обусловленный неодинаковыми температурами тел, что влияет на распределение тепловой

энергии между ними. Это приводит к термоупругим перемещениям участков поверхностей контакта, изменению зон взаимодействия и перераспределению контактных напряжений, структур тел, их физико-механических свойств, физико-химических процессов на контактных поверхностях, а также к изменениям коэффициента трения и процесса изнашивания.

Для каждой совокупности эксплуатационных условий, обусловливающих работу трибосопряжения наблюдаются предельные значения толщины смазочного слоя, критерия $p_{пр}v$ (здесь $p_{пр}$ – предельная нагрузка), температуры поверхности трения и смазочного материала, превышение которых приводит к схватыванию и износу материалов сопряжения. Развитие процесса схватывания во времени включает несколько стадий:

сближение атомов контактирующих металлов за счёт пластической деформации;

разрушение смазочной плёнки и образование активных центров на поверхности более твёрдого металла;

объёмное взаимодействие.

Изменения фрикционного тепловыделения при высоких нагрузках и постоянной скорости скольжения путём цикличного нагружения пары трения, снижая и увеличивая распределенную нагрузку, при заданной скорости скольжения приводят к возникновению пятен контакта на новых участках поверхности. При циклическом нагружении вся поверхность трения подвергается деформации и подготавливается к восприятию более высоких нагрузок. Предельные нагрузки выше примерно на 30–40 %, чем при изменении нагрузки и постоянной скорости скольжения. Поверхность трения приобретает наследственность относительно режимов нагружения и смазочного материала.

К факторам, влияющим на процесс трения и изнашивания, следует отнести:

- физическую и химическую сущность процесса трения и изнашивания;

- адгезионное изнашивание, возникающее при пуске узлов трения (в начале процесса трения) и в области высоких температур и удельных нагрузок;

- взаимодействие материалов трибосистемы и проявляющееся при этом изменение свойств материалов вследствие контактного взаимодействия и изнашивания при трении, связанное с перемещением молекул смазочного материала в поверхностном слое металлов под влиянием силовых и тепловых воздействий, приводит к явлению трибомутации.

Суть явления состоит в том, что до начала механического нагружения на поверхностях трения нужно создать смазочную плёнку, используя теплоту смазочного материала (жидкости) и активизируя физико-химические процессы на поверхностях контакта, а затем следует этап механического нагружения.

Теплота, которой обладает смазочный материал, способствует снижению его вязкости и усилению диффузии по дефектам кристаллической структуры твёрдых тел, поскольку коэффициент диффузии и вязкость обратно пропорциональны друг другу. В соответствии с законом Аррениуса происходит ускорение физико-химических процессов и повышение адгезии смазочных плёнок на поверхностях трения в результате эффективной реализации межатомных связей и обеспечения минимума свободной энергии на поверхностях металлов и смазочного материала. Дополнительный вклад в образование смазочной плёнки вносит фрикционная теплота.

В результате изменения нагрузочно-скоростных параметров (нагрузки и скорости скольжения) и предварительного нагрева смазочного материала определяющее влияние на изнашивание узлов трения и создание смазочных плёнок на поверхностях контакта оказывают адгезия, пластическая и упругая деформации, диффузия, адсорбция, химическое взаимодействие смазочного материала с поверхностями контакта, а также технологическая наследственность (эффект памяти) трибосопряжений по нагрузочно-скоростным параметрам и смазочным материалам.

Значительное влияние на деформацию тонкого поверхностного слоя оказывает активное взаимодействие полярных молекул смазочного материала с поверхностями твёрдого тела, приводящее к адсорбционному понижению прочности твёрдых тел (эффект П.А. Ребиндера).

Поверхностные явления вызываются избытком свободной энергии в пограничном слое – поверхностной энергией, повышенной активностью и ориентацией молекул поверхностного слоя, особенностями его структуры и состава. Химические и физические взаимодействия твёрдых тел и смазочного материала происходят в поверхностных слоях. Основные поверхностные явления связаны с уменьшением поверхностной энергии, пропорциональной площади поверхности. Повышение температуры приводит также к уменьшению поверхностной энергии, причём быстрота этого уменьшения обратнопропорциональна абсолютной температуре.

Физико-химические свойства смазочного материала во многом определяют величину сопротивления сдвигу. Для предотвращения срыва смазочной плёнки с поверхностей пары трения используют обкатку, которая, как правило, заключается в механическом нагружении пары трения, в результате чего генерируется фрикционная теплота, ускоряющая физико-химические процессы.

Для повышения адгезионной прочности смазочную плёнку на поверхностях трения следует создать до механического нагружения. Повысить адгезию смазочного материала и поверхностей трения можно путем увеличения температуры смазочного материала узла трения до 60÷80ºС, выдержав его в этом температурном режиме некоторое время, и только после этого выполнить его приработку, осуществив механическое нагружение. Повышенная температура смазочного материала предотвращает попадание влаги и воздуха в узел трения, которые вызывают их водородное изнашивание.

В результате выполненных исследований установлена структура физических процессов, сформулированы научные принципы управления процессом трения и износом деталей в узлах трения машин и научно обоснованы способы обеспечения динамического равновесия между образованием и разрушением смазочных плёнок на поверхностях контакта.

Для предотвращения срыва смазочной плёнки с поверхности контакта необходимо обеспечить определённый запас прочности, который создаётся обкаткой. Поверхности, прошедшие термохимическую и диффузионную обработку, обладают наследственностью, которая передается поверхностям контакта, т. е. имеет место динамическая равновесность поверхностей.

****

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Мохова А.С.

Россия, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, all1193@mail.ru

A INCREASE OF WEAR RESISTANCE AND FATIGUE STRENGTH OF GEAR WHEELS AFTER A COMBINED THERMO-CHEMICAL TREATMENT

Mokhova A.S.

The combined thermo-chemical treatment (CTCT) of dispersion-hardened complex-alloy steel 13Cr3Ni3Mo2WVNb-Sh was developed. The CTCT includes stages of a vacuum carburizing in acetylene, a special heat treatment and finally a glow discharge nitriding. It is shown that the CTCT combines the advantages of vacuum carburizing and plasma nitriding. The results of tests after CTCT shows simultaneously high levels of contact fatigue and wear resistance. The surface hardness of diffusion layer is over that 1000 HV.

Работоспособность современных газотурбинных двигателей, зубчатые колеса которых подвергаются высоким силовым и скоростным нагрузкам, определяется, в основном, такими свойствами приповерхностного слоя колес как контактная выносливость, а также сопротивление абразивному и адгезионному изнашиванию. Для поверхностного упрочнения таких деталей применяют химико-термическую обработку, в первую очередь цементацию и нитроцементацию, обеспечивающие получение протяженных диффузионных слоев высокой насыщенности углеродом, с последующей упрочняющей термической обработкой (ТО). Такая обработка обеспечивает высокую контактную выносливость зубчатых колес из комплексно-легированных теплостойких сталей [1].

Иногда цементацию (нитроцементацию) заменяют азотированием в тлеющем разряде, обеспечивающим большее сопротивление изнашиванию за счет повышенной твердости поверхности [2]. Вместе с тем, вследствие малой протяженности азотированных слоев азотирование не обеспечивает достаточного уровня контактной выносливости зубчатых колес с модулем более 3,0 мм.

Разогрев рабочих поверхностей зубчатых колес редукторов газотурбинных двигателей последнего поколения до температур 400-450 °С обусловил применение особо теплостойкой дисперсионно-твердеющей стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш. Вследствие легирования хромом, никелем и молибденом упрочнение данной стали реализуется по механизму дисперсионного твердения: после цементации (нитроцементации) и последующих высокого отпуска и закалки проводят кратный

отпуск и обработку холодом, в ходе которых происходит выделение мелкодисперсных высокопрочных частиц тугоплавких карбидов (карбонитридов) легирующих элементов и распад остаточного аустенита с образованием мелкоигольчатого мартенсита [3].

Вместе с тем, такая поверхностная обработка не раскрывает всех потенциальных возможностей стали по обеспечению максимального сопротивления изнашиванию, присущих азотированию. Так, твердость ее поверхности после нитроцементации составляет только 61-62 HRC [3]. Данные результаты не являются в полной мере удовлетворяющим современным требованиям. Так твердость поверхности стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш, не являющейся дисперсионно-твердеющей, может достигать после нитроцементации и ТО 65 HRC.

Для обеспечения высокого предела контактной выносливости разработан режим подачи ацетилена при цементации, включающий две группы циклов, характеризующихся различным сочетанием продолжительности стадий активного насыщения углеродом и диффузионного выравнивания. Такой режим цементации обеспечивает протяженную карбидную зону, плавное распределение углерода и, как следствие, плавное распределение твердости. Строение слоя способствует получению высокого предела контактной выносливости. Для дополнительного упрочнения поверхностного слоя применяли азотирование в тлеющем разряде, температура которого не превышала температуру отпуска, что исключало разупрочнение упрочненного слоя и сердцевины.

Структура упрочненного слоя стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после комбинированной обработки состоит из наружной наноструктурированной азотированной зоны и расположенного под ней цементованного слоя. Толщина азотированной зоны в образцах составляет около 0,25 мм.

Измерение твердости поверхности после вакуумной цементации и упрочняющей ТО, а также после комбинированной обработки по методу Роквелла дало значения 62 и 63 HRC, соответственно. Вместе с тем, при измерении микротвердости установлено, что твердость поверхности после финишного азотирования составляет более 1000 HV (после вакуумной цементации и ТО – около 830 HV). Это объясняется тем, что при измерении твердости по Роквеллу алмазный индентор продавливает тонкий азотированный слой, что исключает возможность оценить вклад последнего в уровень твердости поверхности. Кривые распределения микротвердости по сечению образцов после вакуумной цементации и ТО, а также после комбинированной обработки представлены на рис. 1.

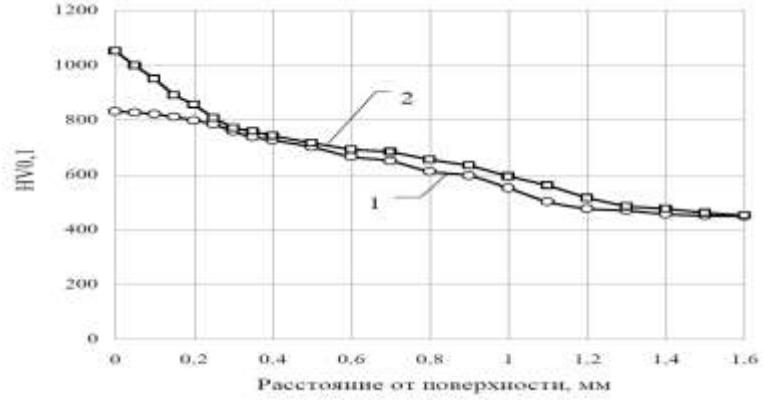


Рис. 1. Распределение микротвердости по сечению образцов стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после вакуумной цементации, упрочняющей термической обработки и шлифования (1) и после комбинированной обработки (2)

Установлено, что после комбинированной обработки стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш микротвердость у поверхности достигает значений более 1000 HV. Максимально твердая азотированная зона плавно переходит в цементованный слой, способный воспринимать основную рабочую нагрузку. При этом, твердость поверхности стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш приближается к твердости поверхности стали Ferrium C61 (США), содержащей 18 % кобальта и 9,5 % никеля, после подобной обработки, равной 1100 HV [4]. Среднее значение контактной выносливости образцов стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш после комбинированной обработки составило 1754 МПа. Для сравнения контактная выносливость для теплостойкой стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш после вакуумной цементации и ТО не превысила 1763 МПа [5]. Таким образом, потенциальные возможности стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш могут быть достигнуты путем проведения инновационной комбинированной химико-термической и термической обработки.

Список литературы:

1.Оптимизация технологических режимов вакуумной цементации зубчатых колес из теплостойкой стали ВКС-7 на основе расчетного метода проектирования /М.Ю. Семенов, А.Е. Смирнов, Р.С. Фахуртдинов и др. //МиТОМ. – 2015. – № 1(715). – С. 27-30.

2.Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Структура и прочность азотированных сплавов. – М.: Металлургия, 1982. – 176 с.

3.Лашнев М.М., Смирнов А.Е., Семенов М.Ю. Применение вакуумной нитроцементации для повышения сопротивления схватыванию зубчатых колес из стали ВКС-10 //МиТОМ. – 2013. – № 1(691). – С. 29-33.

4.Gorockiewicz R., Adamek A., Korecki M. Steels for vacuum carburizing and structure of the carburizing layer after low pressure carburizing //Industrial Heating: The International Journal of Thermal Technology. – 2007. – С. 16. Режим доступа: http://www.industrialheating.com/ext/resources/IH/Home/Files/PDFs/SteelsforVacuumCarburizing.pdf (дата обращения 09.06.2017).

5.Механические свойства теплостойких сталей после активизации процесса цементации /С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова, В.Г. Лаптева и др. //Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2014. – № 4. – С. 113-119.

УДК 678.675

****

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИАРИЛАТ-СУЛЬФОНОВОГО БЛОК-СОПОЛИМЕРА

Шустов Г.Б. [1], Буря А.И. [2], Гращенкова М.А. [2], Шетов Р.А. [1]

[1]Кабардино-Балкарский государственный университет, Россия

[2]Днепродзержинский государственный технический университет, Украина, alla_7583@mail.ru

Износ подвижных сопряжений и рабочих органов под влиянием сил трения является основной причиной выхода из строя механизмов и машин [1, 2]. Современная техника нуждается в более совершенных материалах для трибопар. Растут удельные нагрузки и скорости относительного перемещения трущихся деталей, ужесточаются температурные условия эксплуатации и агрессивность сред. Весьма остро стоит вопрос о снижении энергозатрат на трение, повышении долговечности и надежности трибосопряжений [3]. В связи с этим, важной задачей современной науки является создание принципиально новых полимерных материалов с улучшенными прочностными и эксплуатационными характеристиками. Преимуществом таких материалов является то, что наряду с увеличением износостойкости и уменьшением коэффициента трения, удается добиться высокой прочности [4, 5].

В качестве исследуемого материала в настоящей работе был использован полиарилатсульфоновый блок-сополимер [6]. Образцы для исследований изготавливали методом компрессионного прессования.

Износ и фрикционные свойства образцов блок-сополимера с различной приведенной вязкостью изучали на дисковой машине трения [7, 8].

Для проведения фрикционных испытаний образцов блок-сополимера с различной приведенной вязкостью ($\eta_{пр}$) предварительно изучали зависимость данной характеристики от температуры прессования. Результаты измерений показали, что во всем исследованном диапазоне температур (538-623 К) величина $\eta_{пр}$ монотонно снижается с 1,05 до 0,58 дл/г (таблица).

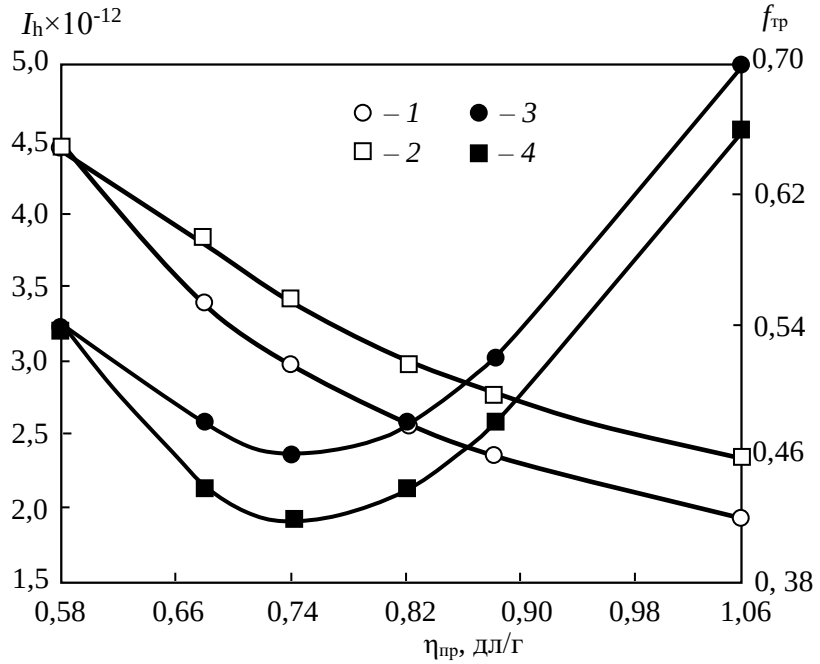
Согласно данным термогравиметрического анализа изменение молекулярной массы (Δm) блок-сополимера в процессе прессования происходит за счет термодеструкции. При этом следует отметить, что, начиная с температуры выше 608 К, наблюдается выделение летучих продуктов, сопровождающееся уменьшением молекулярной массы блок-сополимера (таблица).

Таблица Влияние температуры прессования (Т, К) на физико-механические характеристики блок-сополимера

Наименование физической величины	Температура прессования (T), К							
	538	553	573	593	603	613	623	633
Изменение потери массы (Δm), %	0	0	0	0	0	1,4	4	6

Приведенная вязкость ($\eta_{пр}$), дл/г	1,05	0,91	0,82	0,76	0,74	0,71	0,58	-
Предел текучести при сжатии ($\sigma_{сж}$), МПа	120	120	122	126	136	134	128	-

В процессе проведения фрикционных испытаний обнаружено, что продукты износа блок-сополимера намазываются на контртело, что приводит к увеличению коэффициента трения ($f_{тр}$) и как следствие температуры в зоне контакта (T). Данное влияние начинает сказываться со значения приведенной вязкости 0,58 дл/г.



Результаты изменения интенсивности износа и коэффициента трения в зоне контакта от приведенной вязкости образцов блок-сополимера представлены на графиках рисунка.

Рисунок.- Зависимость величины интенсивности линейного износа I_h (1, 2) и коэффициента трения $f_{тр}$ (3, 4) от приведенной вязкости ($\eta_{пр}$) блок-сополимера при трении: (1, 3) – по пленке; (2, 4) – без пленки

На основании анализа результатов исследований можно сделать вывод, что оптимальным сочетанием физико-механических и фрикционных свойств обладают образцы блок-сополимера с приведенной вязкостью 0,74 дл/г, полученные при температуре прессования 603 К, а данный композиционный материал отвечает требованиям, предъявляемым к современным конструкционным материалам и может повысить долговечность деталей трибосопряжений.

ЛИТЕРАТУРА

1.Буше Н. А. Трение, износ и усталость в машинах / Н. А. Буше. – М.: Транспорт, 1987.– 223 с.

2.Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Задачи материаловедения в проблеме износостойкости металлических материалов / Л.М. Рыбакова Л.М., Л.И.Куксенова. – М.: Машиностроение, 1991. – 56 с.

3. Ксеневич И. П. Триботехника и проблемы прикладной механики наземных мобильных машин / И. П. Ксеневич // Приводная техника. – 2003. – Т. 45, №5. – С. 2-5.

4.Буря А. И., Соколова Т. С., Оприц З. Г. Армирование пластика из фенилона термостойкими волокнами / А. И. Буря, Т. С. Соколова, З. Г. Оприц // Химические волокна. – 1977. – №3. – С. 23-24.

5. Буря А. И., Приходько О. Г., Белых В. С. Влияние углеродного волокна на трение и износ полиэтилена / А. И. Буря, О. Г. Приходько, В. С. Белых // Проблемы трения и изнашивания. – К. : Техника, 1981. – № 20. – С. 92-94.

6.Шустов Г. Б., Буря А. И., Дубкова В. И., Ермоленко И. Н. Синтез и свойства полиарилатсульфонового блок-сополимера и композитов на его основе / Г. Б. Шустов, А. И. Буря, В. И. Дубкова, И. Н. Ермоленко // Доклады АН БССР. – Минск: Навука і тэхніка, 1990. – Т. XXXIV, №12. – С. 1104-1106.

7.Буря А. И. Трение и изнашивание органопластиков на основе полиамида-6 /А. И. Буря // Трение и износ. – 1998. – Т. 19, №5. – С. 671-676.

8. Методика расчетной оценки износостойкости поверхностей трения деталей машин. – М.: Издательство стандартов, 1979. – 100 с.

****

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Маленко П.И., Леонов А.Ю., Релмасира К.Д.

Россия, ФГБОУ ВО "Тульский государственный университет", e-mail: malenko@tsu.tula.ru

STRUCTURAL PERFORMANCE CRITERION TRIBODAMAGEABILITY TO ASSESS THE PERFORMANCE OF HIGH-STRENGTH RUBBING SURFACES

Malenko P.I., Leonov A.Yu., Relmasira K.J.

The article considers regularities of surface damage of high-strength materials in sliding.

Кинетика повреждаемости износостойких покрытий определяется реализацией процессов трещинообразования, которые основываются на двухстадийности эффектов разрыхления, заключающейся в зарождении и распространении трещин. Все модели зарождения трещин предполагают в качестве первого этапа поверхностного повреждения проявление микропластичности, предопределяемой физико-механическими свойствами кристаллита.

Любой высокопрочный материал покрытий является гетерогенным по своей структуре и содержит макродефекты (поры, включения других фаз, границы зерен) и элементы субструктурных несовершенств (дислокационные и вакансионные скопления различного уровня, полосы скольжения). Тип, геометрия, топография и плотность дефектов наследуются от технологий заключительных термических и механических обработок. В таком покрытии на основные механизмы поверхностного зарождения микротрещин при трении могут накладываться активирующие эффекты концентрации напряжений от макродефектов структуры, а также разупрочнение материала в результате физико-химического воздействия внешней среды. В первом случае при расчете напряжений разблокировки критических субструктурных скоплений для формирования зародыша трещины должна учитываться составляющая внутренних напряжений, во втором - снижение числа дефектов в критическом скоплении за счет уменьшения поверхностной энергии при адсорбции поверхностно-активных атомов или, как и в случае наличия внутренних напряжений, нивелирование критического напряжения разблокировки за счет уменьшения когезионной прочности кристалла.

Процессы формирования и развития трещины в общем случае требуют дополнительной затраты энергии трения на микропластическую деформацию. Запасаемая энергия на единицу длины дефекта $F_{зап}$ может быть определена как сумма ($\Delta F^{S}_{çàï} + \Delta F_{äåô}$). В случае, если $F_{çàï} \approx \Delta F^{S}_{çàï}$ и $\Delta F_{äåô} \to 0$, материал имеет хрупкую природу и можно допустить, что трещина распространяется до близлежащего структурного макробарьера безэнергетически, а вся запасаемая энергия вкладывается на ее зарождение. Если значение $\Delta F_{äåô}$ отлично от нуля, что характерно для квазихрупких тел с определенным уровнем микропластичности, предполагается дискретное удлинение трещины с шагом и частотой, соответствующим свойствам материала и характеристикам волнового внешнего поля.

Кинетически процессы поверхностной повреждаемости на начальных ее этапах определяются перемещением субструктурных дефектов. Последние «запираются» на исходных макробарьерах и постепенно, по мере возрастания количества импульсов воздействия, накапливаются. При создании критической концентрации дефектов у стопоров происходит формирование направленной зародышевой трещины и ее последующее, при достижении неустойчивого состояния, развитие. Подобные структурные разрыхляющие процессы активируются растягивающими в плоскостях развития трещины внутренними напряжениями от микродефектов, а также наличием в структуре материала исходных активных субструктурных дефектов. Процессы разветвления трещин в области микроконтактов и их пересечение формируют характерную ячеистую структуру разрыхления квазидефектного поверхностного слоя.

Поле напряжений, формирующееся в активном поверхностном слое покрытия при трении, оказывает решающее влияние на процессы формирования субструктурных дефектов, их движение и взаимодействие и тем самым является определяющим в формировании частиц.

Для двумерных пар скольжения линейное напряженное состояние при наложении наиболее опасного для формирования микротрещин напряжения сдвига переводит систему в такое состояние, которое в зависимости от геометрии контактирующих материалов может быть аппроксимировано как плоское напряженное или деформированное. Суперпозиция нормальной и касательной силы при трении скольжения приводит к тому, что поле напряжений в нагруженном слое покрытия становится уже несимметричным относительно линии приложения нормальной силы.

Напряжение сдвига в плоскости, параллельной поверхности на оси симметрии контактной площадки при скольжении, изменяется от напряжения сжатия в начале соприкосновения микроконтактов до пикового напряжения растяжения в конце его. Характерным для формирующегося поля напряжений является его несимметричность, причем максимум касательных напряжений смещен в область растяжения и при увеличении коэффициента трения формируется ближе к контактирующей поверхности. Для значений коэффициента трения, больших 0,3, распределение касательных напряжений по глубине имеет параболический характер. Так как векторы главных напряжений изменяются по величине и направлению в любой точке объема покрытия при смещении контактной нагрузки в направлении вектора скорости, происходит поворот плоскости главных напряжений сдвига. Если напряжение сдвига, возникающее в плоскостях главных напряжений при постепенном перемещении нагрузки, разместить в пространственную систему координат, то напряженное состояние любого микрообъема в условиях пульсирующего фронта напряжений можно характеризовать вектором сдвига, полярно изменяющего свое направление. Поворот вектора в сторону, обратную положению максимальных напряжений, может в значительной степени обусловить превышение уровня напряжений сдвига над максимальным статическим их уровнем за счет сложения составляющих векторов, находящихся в данный момент трения в различных полярных координатах.

Помимо изменяющихся полей напряжений от контактной нагрузки необходимо учитывать высокого уровня тепловые напряжения в приповерхностных слоях покрытия, формирующиеся от динамического температурного поля. В этих слоях активно действуют силы поверхностного натяжения, «выводящие» субструктурные дефекты, и в первую очередь дислокации, на поверхность. Последние эффекты могут усиливаться за счет поверхностно-активных веществ среды трения. Глубина активного слоя X_a зависит от теоретической прочности кристаллита σ_0 и соответствует значению

$$X_a = \frac{Gb}{4\pi(1-\nu)\sigma_0}. \qquad (1)$$

В соответствии с классификацией трещин по их величине с точки зрения формирования частиц изнашивания большое значение имеют субмикротрещины, микротрещины и макротрещины, причем последние выполняют в приповерхностной области в процессах разрыхления функцию нестабильных магистральных дефектов. Попытки непосредственного использования результатов механики разрушения для объяснения микрофизических поверхностных процессов не дали удовлетворительных решений, поэтому для корректного объяснения физических причин возникновения трещин необходимо дополнительно привлекать модели, описывающие эти процессы на атомарном уровне.

С точки зрения формирования и распространения трещин решающими оказываются критерии: напряжения и энергетический. Первый критерий требует, чтобы локальное напряжение в месте зарождения трещины достигало теоретического значения прочности материала, т. е. разрушения связи между атомами. Согласно энергетическому критерию образование трещин или их рост представляются возможными, если выполняется соотношение: $\partial F / \partial l \le 0$.

В основу механизмов зарождения трещин положена гипотеза о трехступенчатой последовательности процессов разрыхления: приведение в движение легкоподвижных де- фактов, их блокировка и затем, при формировании микротрещины, разблокировка. Исходя из возможных вариантов взаимодействия внешнего поля с субструктурой, можно рассматривать в общем случае следующие модели зарождения трещин: дислокационную, поверхностную, вакансионную.

Дислокационные модели предусматривают постепенное накопление дислокаций у различных структурных препятствий, находящихся в плоскостях с максимальными напряжениями сдвига [1]. Поверхностные модели связаны в основном со скольжением границ на стыке двух или трех зерен. В случае небольшой миграции границ зерен по сравнению со скоростью их скольжения зародыш трещины может возникать из-за возможных ступенек при их пересечении с полосой скольжения дислокаций. Вакансионные модели предусматривают коагуляцию точечных дефектов вокруг дислокаций и образование скоплений по типу каверн. Кроме того, в условиях высокой цикличности внешних воздействий происходит диффузия вакансий от областей сжатия микроконтакта в растянутые. При доминирующей роли нормальных напряжений существуют условия для оседания вакансий на поверхностях исходных или производных микропор и преобразования их в микротрещины.

Список литературы.

1. Похмурский В.И. Коррозионная усталость металлов. - М.: Металлургия, 1985. - 205 с.

****

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

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КАЧЕСТВО ВТОРИЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МЕДЬЮ

Алимов В.И.[1], Шевелев А.И.[2], Георгиаду М.В.[1], Зубенко В.В.[3], Генкузина В.О.[1]
[1]ГОУВПО «Донецкий национальный технический университет», geote@mail.ru, alim41@mail.ru, genkuzina-1993@mail.ru, [2]ООО «Донсплав», [3]ООО»Термолайф»

IMPACT OF IMPURITIES ON THE QUALITY OF SECONDARY ALUMINUM ALLOYS WITH COPPER

Alimov V.I., Shevelev A.I., Georgiadoy M.V., Zubenko V. V., Henkuzina V.O.

The article shows the possibility of replacing the AK12M2 alloy, used for manufacturing parts such as a loop for refrigeration equipment, for the AK8M3 alloy. Reducing brittleness, leading to the destruction of loops, increases reliability, durability and dimensional stability of products.

На вторичном алюминиевом сплаве с медью АК8М3 в литом состоянии, выплавленном в роторной печи, путем статистической обработки производственных данных предприятия ООО «Донсплав» за 3-х летний период и построения регрессионных моделей при помощи программного обеспечения на базе «Statistica 6.0», установлено, что свинец и железо вызывают колебания твердости с размахом до 20 – 25 НВ; влияние же олова оказалось статистически незначимым.

Усредненный химический состав сплава АК8М3 в выборке для статистической обработки составил, % масс.: 9,09 Si; 2,73 Cu; 0,29 Mg; 0,2 Mn; 0,65 Zn; 0,83 Fe; 0,08 Ni; 0,029 Ti; 0,09 Pb; 0,03 Sn – это соответствует общеевропейскому стандарту EN 1676.

Оптимальным режимом термической обработки изделий является закалка без полиморфного превращения от 515 ± 5 °С с охлаждением в холодной воде и искусственное старение свежезакаленного сплава при 180 ± 5 °С в течение 2-х часов; травление шлифов для оценки микроструктуры производили в 4 %-м водном растворе HF.

Эффект упрочнения, оцененный по приросту твердости, снижается по мере повышения содержания железа (с 35 – 40 до 10 – 25 НВ): железо способствовало образованию грубодифференцированных структурных составляющих пластинчатого типа (рис. 1а), снижающих весь комплекс механических свойств сплава. По мере минимизации примесей увеличивается количество мелкодисперсных частиц интерметаллидов, приближающихся по форме к сферам (рис. 1б); при этом наблюдаются вариации размеров частиц по сечению изделий с тенденцией укрупнения к сердцевине. В то же время однозначного влияния свинца на упрочнение в обработанном массиве плавок не выявлено.

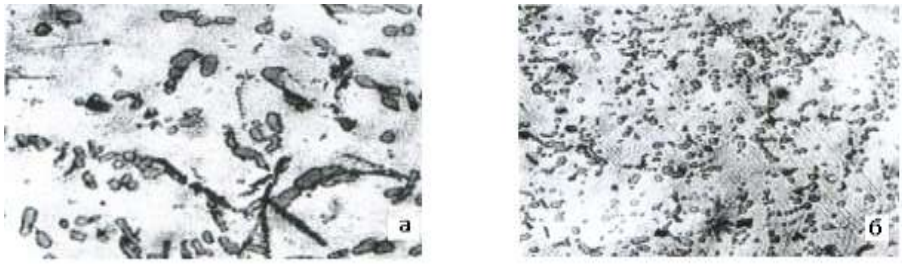


Рис. 1 – Микроструктура литого сплава АК8М3: содержание железа: а) максимальное; б) минимальное, х500.

Повышение качества сплава АК8М3 достигается снижением содержания железа и измельчением примесных соединений. Регламентация разливки плавки может снизить содержание железа на 15 – 25 %; определенный эффект вносит использование чистого электротехнического алюминиевого лома – в нем содержание железа не превышает долей процента. Модифицирование также позволяет решить эту задачу; естественно, технологический процесс при этом усложняется, а экономические показатели – падают.

Опробование этого сплава для деталей петельного типа в холодильной технике взамен использовавшегося сплава АК12М2 показало возможности повышения надежности и срока их службы из-за снижения хрупкости, приводящей к обламыванию петель.

Следует отметить также наблюдавшуюся тенденцию к большей размерной стабильности у сплава АК8М3 в интервале температур работы бытовой холодильной техники (- 40 ÷ + 40 °С).

****

ОЦЕНКА УСТАЛОСТНОЙ ДЕГРАДАЦИИ МЕТАЛЛА КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

Библик И.В., Вакуленко К.В., Казак И.Б.

Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины, Харьков, Украина, matsevlad@ipmach.kharkov.ua

Довольно часто возникает необходимость в проведении оценки состояния материала деталей машин и конструкций, которые работают в условиях циклически изменяющихся нагрузок с тем, чтобы своевременно прогнозировать возможность выхода их из строя.

Одним из эффективных методов для этих целей является неразрушающий магнитный метод коэрцитивной силы, которому в последнее время посвящено большое количество исследований, особенно применительно к конструкциям из высокопластичных сталей. Этот метод отличает высокая точность и достаточная простота, возможность проведения измерений на локальных участках контролируемых изделий, высокая чувствительность к фазовым превращениям, слабая зависимость от геометрических размеров объекта контроля. В то же время при отсутствии систематического контроля, полученные металлом конструкции после определенной наработки величины коэрцитивной силы H_C не всегда могут дать ответ на вопрос: на каком этапе жизненного цикла и за счёт каких факторов деградации элементы конструкции достигли соответствующего напряжённо-деформированного состояния [1]. В этом случае необходимо проведение дополнительных исследований и применение комбинированного подхода к решению проблемы оценки степени деградации металла.

Цель работы заключалась в определении возможности комбинированного использования компьютерного моделирования и метода контроля коэрцитивной силы при оценке усталостной деградации металла.

Компьютерное моделирование проводилось в рамках специального расчетно-экспериментального метода (РЭМ), в основу которого положены представления о рассеянии (или статистическом разбросе) механических характеристик материалов и о статистической природе их разрушения [2]. Метод позволяет учитывать образование и развитие, как индивидуальных микроповреждений материала, так и их совокупности.

Для создания модели усталостного поведения материала использовались результаты эксперимента по определению закономерности изменения коэрцитивной силы после циклических испытаний образцов из стали 40Х в исходном состоянии и после поверхностного пластического деформирования [3]. Суть эксперимента состояла в том, что испытания проводили на двух партиях образцов. Образцы второй партии испытывали при тех же амплитудах напряжения, что и первой, но в два этапа. Первый этап испытаний заканчивался после нагружения образца при определенной амплитуде напряжения количеством циклов, соответствующим его 40 % долговечности (считается, что на этом этапе происходит разрыхление материала, связанное с зарождением и развитием дефектов, которые еще могут быть залечены различными видами обработки). После поверхностной обработки образцы второй партии снова подвергались циклическому нагружению. На всех этапах эксперимента осуществлялось измерение коэрцитивной силы.

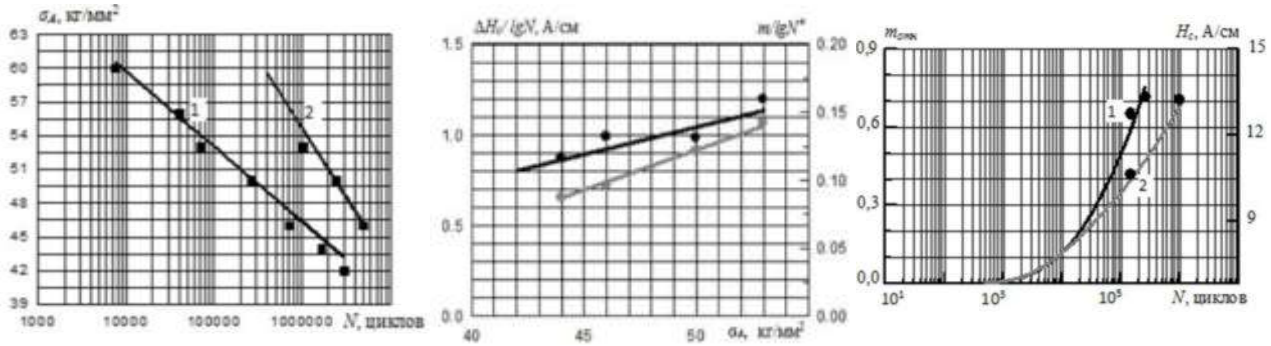


Рис. 1. *рис. 2* *Рис. 3.*

Для получения диаграмм усталости образцов из стали 40Х в исходном состоянии и после поверхностной обработки с помощью РЭМ создавалась традиционная модель материала, которая представляет собой массив структурных элементов с заданными прочностными и деформационными свойствами. Компьютерное «нагружение» образцов проводилось с соответствующим выбранной амплитуде напряжения (σ_A) шагом. Для каждой амплитуды напряжения в соответствии с моделью разрушения определялось количество шагов до разрушения. При построении диаграммы усталости для образцов из стали 40Х после поверхностной обработки использовался следующий алгоритм: в рамках РЭМ создавалась традиционная модель материала; для каждой амплитуды циклического напряжения определялось количество шагов до разрушения; определялось число шагов, соответствующее первому этапу испытаний образцов (40 % долговечности); сохранялась в памяти компьютера модель материала, соответствующая 40 % долговечности; для каждой амплитуды циклического нагружения выбиралась толщина поверхностного слоя, в котором происходило «залечивание» микродефектов, образовавшихся на первом этапе циклического нагружения.

Сравнение диаграмм усталости, полученных экспериментально для образцов из стали 40Х в исходном состоянии (рис.1, линия 1) и после поверхностного упрочнения (рис.1, линия 2), с результатами компьютерного моделирования (рис.1, точки), показало их хорошее совпадение и свидетельствует об адекватности созданных моделей материала и проведенных в рамках РЭМ расчетов.

Известно, что коэрцитивная сила – структурно чувствительная характеристика, отражающая деградацию материала по мере развития и накопления в нем усталостных дефектов, что подтверждено многими экспериментами. Компьютерное моделирование усталостного поведения конструкционных материалов также дает возможность определять их повреждаемость на каждом этапе циклического нагружения.

На рис. 2 приведены зависимости, показывающие скорость накопления усталостных повреждений в образцах с изменением амплитуды циклического нагружения (черный цвет – образцы из стали 40Х в исходном состоянии; серый цвет – образцы после поверхностной обработки). Точки определяют изменение коэрцитивной силы (ΔH_c), отнесенное к логарифму числа циклов до разрушения (N), а линии определяют зависимость между числом разрушенных структурных элементов (m) в компьютерной модели материала, отнесенном к логарифму числа шагов до разрушения (N^*). Наблюдается практически полное совпадение зависимостей как для образцов в исходном состоянии, так и для поверхностно упрочненных образцов. Абсолютные значения скорости накопления повреждений выше для неупрочненных образцов.

Также были получены зависимости относительной поврежденности (числа разрушенных структурных элементов модели материала) от числа циклов при выбранной амплитуде напряжения 53 кг/мм^2 для образца в исходном состоянии (черный цвет) и для образца после поверхностной обработки (серый цвет); точки соответствуют измеренным значениям коэрцитивной силы (рис. 3). Наблюдаемое уменьшение величины коэрцитивной силы после поверхностного пластического деформирования (точки 1 и 2 на рис. 3 соответственно) свидетельствует об уменьшении степени деградации материала в результате залечивания накопленных усталостных дефектов.

Таким образом, совпадение результатов магнитного контроля по коэрцитивной силе и компьютерного моделирования в рамках РЭМ свидетельствует о возможности их совместного использования для выявления начальных стадий зарождения дефектов в металле, предупреждения их развития до критических размеров и прогнозирования усталостной долговечности.

Литература

1.Руднев А.М. Проблемы мониторинга напряженно-деформированного состояния металлоконструкций подъемных сооружений / А.М. Руднев, В.А. Попов, В.А. Гудошник // Вісник СевНТУ: зб. наук. пр. – 2013. – Вип. 137/2013. – С. 214-220.

2.Милешкин М.Б. Новый подход к применению метода компьютерного моделирования для оценки влияния состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность / М.Б. Милешкин, И.В. Библик // Авиационно-космическая техника и технология. – 2010. – № 10/77. – С. 127-131.

3.Изменение коэрцитивной силы при усталостных испытаниях образцов из стали 40Х / К.В. Вакуленко, И.Б. Казак, Г.Я. Безлюдько, В.Г. Ярещенко, Е.И. Елкина // Проблемы машиностроения. – 2015. – Т.18, №2 – С. 66-71.

****

СТАТИСТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ГРАНИЦ СТАДИИ УСТОЙЧИВОГО РОСТА ТРЕЩИНЫ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ УРАВНЕНИЯ ПЭРИСА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦОВ НА СРТУ

Голубовский Е.Р., Волков М.Е., Эммаусский Н.М.

Россия, ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», golubovskiy@ciam.ru, mvolkov@ciam.ru

STATISTICAL ESTIMATION OF THE BOUNDARIES OF THE STABLE CRACK GROWTH STAGE AND THE DETERMINATION OF THE PARAMETERS OF THE PARIS EQUATION BY TEST RESULTS OF COMPACT SPECIMENS AT FATIGUE CRACK PROPAGATION

Golubovsky E. R., Volkov M.E., Emmausskiy N. M.

This article formulates proposals, based on statistical criteria and procedures for determining lower and upper bounds of the interval of stable fatigue crack growth at room and elevated temperatures, and procedures for determining the parameters (C and n) of the equation Paris.

Период роста трещины усталости до критического значения длины трещины $l_{крит.}$. и соответствующего числа циклов $N_{крит.}$ определяется интегрированием уравнения Пэриса в пределах границ стадии устойчивого роста трещины (2-я стадия) на кинетической диаграмме трещиностойкости. Поэтому от статистической достоверности определения границ 2-й стадии и параметров **C** и **n** уравнения Пэриса зависит точность определения значений $N_{крит.}$ и $l_{крит.}$.

Регламентированной процедуры определения границ стадии устойчивого роста трещины усталости по результатам испытаний стандартных образцов на СРТУ не существует. Результаты определения границ 2-й стадии кинетической диаграммы трещиностойкости носят, как правило, субъективный характер. Поэтому в данной работе сформулированы предложения, основанные на статистическом и параметрическом критериях и процедурах определения нижней и верхней границ интервала устойчивого роста трещины усталости при комнатной и повышенных температурах, а также параметров (C и n) уравнения Пэриса.

Определение вышеуказанных границ интервала и значений параметров C и n уравнения Пэриса основано на применении критерия дисперсионного и регрессионного анализа $\mathbf{R^2}$ (коэффициент корреляции или коэффициент детерминированности) и предложенного параметрического критерия χ. Критерий R^2 является функцией суммы квадратов отклонений экспериментальных данных (случайной величины) от уравнения регрессии, которое описывает эти данные. Критерий χ задаёт степень отклонения расчётной кривой «l-N», которая получена интегрированием уравнения Пэриса, от экспериментальной кривой.

Приведены результаты определения указанных границ и параметров (C и n) на примере сплавов ВТ8-1, ВТ6, ВТ9, ЭП718ИД и ЭП741НП в диапазоне рабочих температур 20…650°С.

****

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т

Клюшников В.А., Мишакин В.В., Гончар А.В.

Россия, Институт проблем машиностроения РАН -филиал ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН», imndt31@mts-nn.ru

INFLUENCE OF CYCLING DEFORMATION ON THE ELASTIC PROPERTIES OF STAINLESS STEEL 08KH18N10T

Klyushnikov V.A., mishakin V.V., gonchar A.V.

Influence of the fatigue loading on the elastic properties of steel 08Kh18N10T was investigated by acoustic method. It is proposed to monitor length of life of materials during the fatigue loading using elastic modulus defined as the ratio of longitudinal and shear velocities of elastic waves.

Акустические исследования влияния циклического деформирования на состояние метастабильной стали аустенитного класса [1] показали связь фазовых превращений при усталостном разрушении с упругими характеристиками металла, в частности с коэффициентом Пуассона. Выделение в процессе нагружения жесткой упрочняющей фазы мартенсита деформации приводит к изменению упругих свойств всего материала и существенному увеличению плотности энергии пластического деформирования мягкой фазы – аустенита. Измерение других свойств акустическим методом, например, анизотропии дает возможность более детально рассмотреть влияние амплитуды нагружения на упругие характеристики металла.

Наличие анизотропии упругих свойств приводит к разнице в скоростях поперечных волн, поляризованных вдоль и поперек осей анизотропии (эффект двулучепреломления). Связь модулей упругости c_{33}, c_{44}, c_{55} (матричное обозначение) со скоростями продольной V_{33} и поперечными волнами V_{31} и V_{32} [2], распространяющимися вдоль оси Z, для ортотропного материала записывается в виде:

$$V_{33} = \sqrt{c_{33}/\rho}\,,\ V_{31} = \sqrt{c_{55}/\rho}\,,\ V_{32} = \sqrt{c_{44}/\rho}\,, \qquad (2)$$

где ρ - плотность материала. Первый индекс в обозначении скоростей соответствует направлению распространения волны, второй - направлению поляризации.

Соотношения модулей c_{33}/c_{44} и c_{33}/c_{55} можно записать в виде:

$$\frac{c_{33}}{c_{44}} = \frac{\tau_{32}}{\tau_{33}},\ \frac{c_{33}}{c_{55}} = \frac{\tau_{31}}{\tau_{33}}. \qquad (4)$$

где τ_{33} – время распространения продольных волн, τ_{31}, τ_{32} –времена распространения поперечных волн, поляризованных вдоль и поперек оси нагружения соответственно.

Для изотропного материала $c_{44}=c_{55}=\mu$.

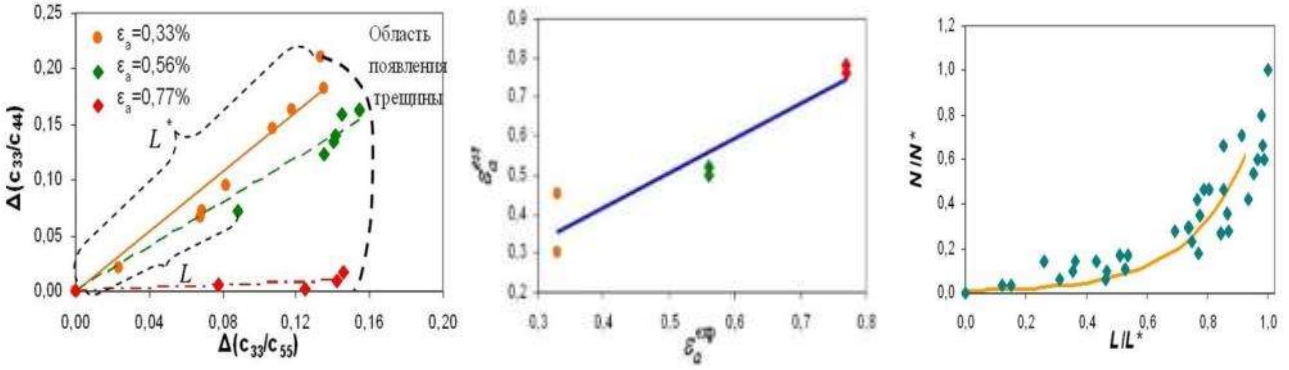
Различная интенсивность изменения величин c_{33}/c_{44} и c_{33}/c_{55} характеризует развитие анизотропии упругих свойств в процессе усталостного разрушения. Результаты эксперимента показали, что соотношение c_{33}/c_{44} чувствительно к амплитуде деформации. Связь $\Delta(c_{33}/c_{44})$ с $\Delta(c_{33}/c_{55})$ хорошо аппроксимируется линейной зависимостью, рис. 1а. Угол наклона этих зависимостей определяется амплитудой деформации цикла ε_a.

По-видимому, преимущественная ориентация кристаллов выделившейся фазы зависит от условий нагружения, что отражается на развитии анизотропии упругих свойств всего материала.

Связь тангенса угла наклона φ кривых зависимостей $\Delta(c_{33}/c_{44})$ и $\Delta(c_{33}/c_{55})$ с амплитудой деформации ε_a можно представить полиномом второй степени:

$$\varepsilon_a = k_0 + k_1 tg\varphi + k_2 (tg\varphi)^2, \qquad (6)$$

где k_0= 0,78, k_1= -0,22, k_2= -0,06



а б

Рис.1. а - зависимость между изменениями c_{33}/c_{44} и c_{33}/c_{55} при циклическом деформировании, б – корреляционное поле между амплитудой деформации ε_a, рассчитанной с помощью акустических измерений, и фактической амплитудой.

Рис.2. Связь наработки с относительной длиной L/L.*

Корреляционное поле между амплитудой деформации ε_a, полученной с помощью акустических измерений (ε_a^{est}), и фактической амплитудой деформации ($\varepsilon_a^{\exp}$) для исследуемых образцов, приведено на рис. 1б. Коэффициент корреляции составляет 0,94.

Полученное значение ε_a можно использовать для определения количества циклов до разрушения N^*, используя, например, соотношение Кофина-Мэнсона [3]:

$$N^* = C\varepsilon_a^n \quad (7)$$

где C=182, n=3,99 – коэффициенты.

Связь циклической наработки с относительной длиной кривых L/L^* для всех амплитуд деформации цикла ε_a, приведенных на рис. 1а, можно аппроксимировать экспоненциальной зависимостью, рис.2:

$$\frac{N}{N^*} = 0.009 \times e^{4.47\,L/L^*}, \quad (8)$$

где L - текущее значение длины кривой, соответствующее N, L^*- значение длины кривой при разрушении материала, $L^* = k_{0l} + k_{1l}\varepsilon_a + k_{2l}\varepsilon_a^2$, k_{0l}= 0.005, k_{1l}= 0.07, k_{2l}= -0.08, $0 \le L\ / L^* \le 1$, ε_a <1.

Данное выражение позволяет оценить наработку при циклическом регулярном режиме нагружения в области малоцикловой усталости при амплитуде деформации ε_a<1 аустенитной стали 08Х18Н10Т путём определения изменения упругих характеристик акустическим методом.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-60155 мол_а_дк.

Литература

1.Мишакин В.В., Клюшников В.А., Гончар А.В. // ЖТФ. 2015. Т.85. Вып.5. С. 32-36.

2.Sayers C. M. Ultrasonic velocities in anisotropic polycrystalline aggregates // Appl. Phys. 1982. Vol. 15. Pp. 2157-2167.

3.Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. Предотвращение. М.: Мир, 1984. 624 с.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ СКОРОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКА С ТВЕРДОСТЬЮ И ВЯЗКОСТЬЮ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 38ХН3МФА

Курашкин К.В., Мишакин В.В., Литовченко В.Н.
Россия, Институт проблем машиностроения РАН, imndt31@mts-nn.ru

STUDY OF THE RELATIONSHIP BETWEEN VELOCITY OF ULTRASONICS, HARDNESS AND FRACTURE TOUGHNESS OF STEEL 38KHN3MFA

Kurashkin K.V., Mishakin V.V., Litovchenko V.N.

This paper presents the results of study of the relationship between velocity of ultrasonics, hardness and fracture toughness of steel 38KHN3MFA. It is shown that the application of ultrasonic method of nondestructive testing allows assessment of fracture toughness. It is found that for steel 38KHN3MFA value K_{IC} correlate with the sum of squares of velocities of longitudinal and shear elastic waves.

К настоящему времени широкое распространение в инженерной практике в качестве показателя трещиностойкости материала получил критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации в вершине трещины K_{IC}, называемый также вязкостью разрушения, который используют для определения связи между разрушающими напряжениями и размерами дефектов в элементе конструкции. Для определения K_{IC} материала проводятся специальные испытания образцов с предварительно выращенной усталостной трещиной, поскольку это наиболее распространенный опасный дефект конструкции. Такие испытания затрачивают, как правило, много времени и ресурсов. Целью настоящего исследования являлось установление возможности применения неразрушающих методов для оценки вязкости разрушения сплава 38ХН3МФА.

Известно, что на вязкость разрушения существенное влияние оказывает структурное состояние материала: фазовый состав, размер зерна, неметаллические включения, дислокационная структура и другие факторы [1]. От структурного состояния материала также зависят твердость и акустические параметры материала, поэтому в ряде случаев наблюдается корреляция между характеристиками трещиностойкости, твердостью и акустическими параметрами, измеряемыми ультразвуковым методом [2]. Современные прецизионные ультразвуковые средства измерений обладают достаточной чувствительностью, чтобы отображать влияние структурного состояния материала на параметры распространения упругих волн [3].

В настоящей работе исследовались образцы стали 38ХН3МФА, испытанные на трещинностойкость при температуре –50°С (рис. 1). Размеры образцов 54×10×10 мм. В середине каждого образца предварительно был выполнен искусственный надрез и выращена усталостная трещина. Ультразвуковые исследования и измерения твердости проводились после испытаний на трещиностойкость слева и справа от излома.

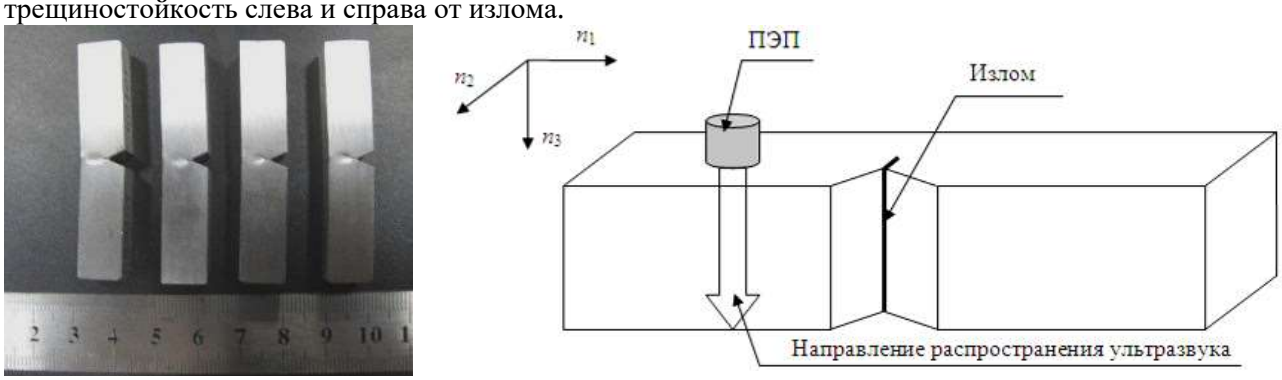


Рис. 1. Исследованные образцы и схема ультразвуковых измерений

Измерения времен распространения продольных и поперечных упругих волн проводились при комнатной температуре по методике, изложенной в работе [4]. Измерение толщины образца в месте установки пьезоэлектрического преобразователя проводилось при комнатной температуре с помощью электронного микрометра. Далее вычислялись скорости распространения продольных и поперечных упругих волн. Твердость измерялась электронным твердомером.

В результате проведенных исследований было установлено, что для стали 38ХН3МФА величина K_{1C} коррелирует (коэффициент корреляции 0,99) с суммой квадратов скоростей упругих волн (рис. 2).

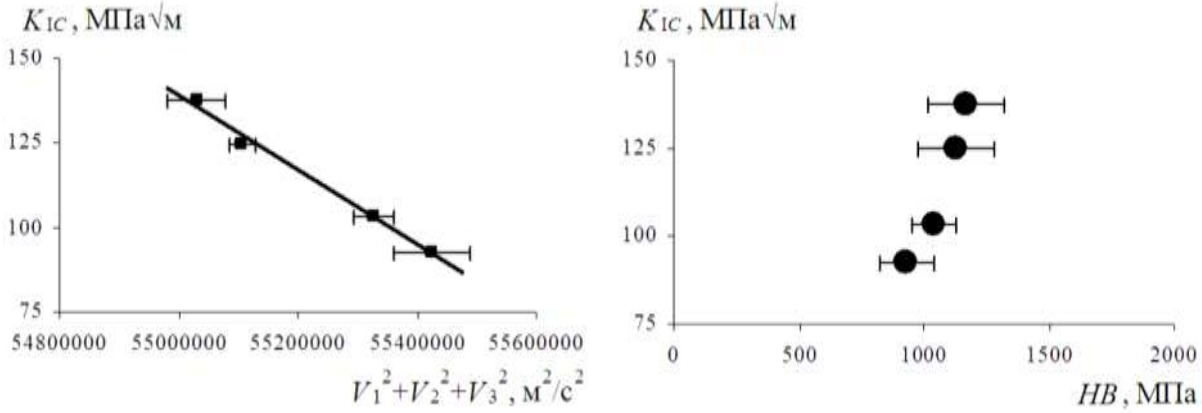


Рис. 2. Связь вязкости разрушения с суммой квадратов скоростей упругих волн и твердостью

Литература:

[1] М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин, *Металлофизика высокопрочных сплавов* (Металлургия, М., 1986).

[2] А.Л. Углов, В.В. Мишакин, Э.Б. Калмыков, С.Н. Анохина // *Дефектоскопия*. 9 (1988) 88.

[3] V.V. Mishakin, F.M. Mitenkov, V.A. Klyushnikov, N.V. Danilova // *Nondestructive Testing and Evaluation*. 25 (2010) 279.

[4] К.В. Курашкин // *Контроль. Диагностика.* 10 (2016) 52.

****

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ПРОЦЕССА ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Кутепов С.Н.

Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, kutepov.sergei@mail.ru

QUANTITATIVE ESTIMATION OF THE PROCESS OF HYDROGEN DIFFUSION IN METAL MATERIALS

S.N. Kutepov

The general process of hydrogen diffusion in metallic materials is considered. The process of hydrogen diffusion is described in the presence of hydrogen traps in the material.

При количественной оценке остаточного ресурса материалов, подвергающихся воздействию водородсодержащей среды, расчет процесса переноса водорода является основой для моделирования процесса водородного растрескивания. До того, как водород охрупчивает металл или сплав он должен претерпеть транспортировку к поверхности металла, адсорбироваться, абсорбироваться и диффундировать в объем металла, где он затем способствует зарождению и распространению трещин. Сразу же после проникновения атомов водорода в материале начинается процесс диффузии, который зависит от кристаллической структуры материала. Различные кристаллические структуры, например, ОЦК и ГЦК имеют междоузлия с различным поведением для инородных атомов, таких как водород. ГЦК-структура (коэффициент упаковки 0,74) демонстрирует относительно большие междоузлия и, следовательно, более высокую растворимость водорода. С другой стороны, кристаллическая ОЦК-структура демонстрирует менее плотную упаковку (коэффициент упаковки 0,63), что ускоряет процессы диффузии водорода в кристаллическую решетку металла. Коэффициенты диффузии кристаллической ОЦК структуры на 4…5 порядков больше, чем у кристаллической ГЦК структуры [1]. Коэффициент диффузии водорода является существенным

свойством материала, зависящим от конкретной системы, которая может быть экспериментально определена электрохимическими методами.

Диффузию водорода через металлические материалы можно объяснить в основном на основе базовой теории закона Фика, в которой рассматривается влияние химического потенциала водорода. В реальных условиях коэффициенты диффузии водорода зависят от положения, времени и температуры, но они могут быть выведены соотношением Аррениуса для получения общей формы коэффициента диффузии следующим образом [2, 3]:

$$D_{eff} = D_{H_0} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

где D_{H_0} – коэффициент диффузии водорода в нормальном состоянии, Q – энергия барьера для диффузии водорода.

В предположении, что коэффициент диффузии водорода постоянный, изменение концентрации водорода в рассматриваемом элементе по времени характеризуется следующим соотношением [2, 3]:

$$\frac{\partial C_H}{\partial t} = D_{eff}\left(\frac{\partial^2 C_H}{\partial x^2}\right). \quad (2)$$

Это принципиальное уравнение для представления взаимосвязи диффузии водорода в металлических материалах на основе предположения о втором законе Фика.

Вывод эффективных коэффициентов диффузии водорода в металлических материалах из соотношения Аррениуса, предполагает, что взаимодействие между растворенными атомами водорода и водородными ловушками, является основной причиной отклонения процесса диффузии от математической модели.

Учитывая вклад Ориани [4], взаимодействие между растворенным водородом и ловушками может быть определено в равновесных условиях. В общем состоянии растворение атомарного водорода в металлических материалах характеризуется энтальпией раствора ΔH^0 по отношению к атмосфере газообразного водорода. В случае, когда в решетчатой структуре сталей имеются ловушки, взаимодействие между ловушками и растворенным водородом обычно может быть выражено:

$$H^{-k_{trap}} \leftrightarrow^{k_{trap}} H_{trap}, \Delta E_{trap}. \quad (3)$$

Это уравнение представляет собой обратимую реакцию перехода диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) в ловушку с дифференциалом свободной энергии ΔE_{trap} и равновесным состоянием, которое можно описать как:

$$k_{trap} = \frac{a_{trap}}{a_{nor}}, \text{ или } k_{trap} = \exp\left(-\frac{\Delta E_{trap}}{RT}\right), \quad (4)$$

где k_{trap} – константа скорости реакции улавливания, a_{trap} и a_{nor} – активность водорода в ловушке и ДПВ, соответственно.

Рассматривая систему, состоящую из ДПВ в единице объема N_{nor} и нескольких ловушек в единице объема N_{trap}, концентрацию водорода в такой системе можно записать в виде $C_{H\,nor} = N_{nor} \times \theta_{nor}$ и $C_{H\,trap} = N_{trap} \times \theta_{trap}$ для ДПВ и водорода в ловушке, соответственно. Общая концентрация водорода в рассматриваемой системе выражается:

$$C_H = C_{H\,nor} + C_{H\,trap}, \quad (5)$$

где C_{Hnor} и C_{Htrap} – концентрация ДПВ и водорода в ловушке, соответственно.

Эффективный коэффициент диффузии водорода в рассматриваемой системе, может быть сформулирован по следующему уравнению [4, 5]:

$$D_{eff} = D_{nor}\frac{dC_{H\,nor}}{dC_H} = D_{nor}\frac{dC_{H\,nor}}{dC_{H\,nor} + C_{H\,trap}}, \quad (6)$$

где D_{nor} – коэффициент диффузии водорода нормального участка.

Поток водорода, в системе, может быть выражен на основе первого закона Фика как [4]:

$$J_H = -D_{eff}\frac{dC_{H\,nor}}{dx} = -D_{eff}\frac{dC_{H\,nor} + C_{H\,trap}}{dx}. \quad (7)$$

Переход ДПВ в привлекательные ловушки контролируется свободной энергией рассматриваемой системы [4, 6]. Из этих соображений представляется возможным объяснить феноменологию накопления растворенного водорода в ловушках, что в свою очередь позволит оценивать структурные изменения, происходящие в материале в процессе его эксплуатации, а также проводить диагностирование материалов, эксплуатируемых в водородсодержащих средах.

Литература

1. Johnson H. Hydrogen in iron / H. Johnson // Metall. Mater. Trans. A. 1988. Vol.19A. P.2371-2387.

2. Crank J. The Mathematics of Diffusion / J. Crank. Oxford: Oxford University Press, 1975. – 421 p.

3. Shewmon P.G. Diffusion in Solids. / P.G. Shewmon. New York:McGraw-Hill, 1963.

4. Oriani R.A. The diffusion and trapping of hydrogen in steel // Acta Metall. 1970. V. 18. P. 147-157.

5. Koiwa M. Trapping effect in diffusion of interstitial impurity atoms in BCC lattices // Acta Metall. 1974. V. 22. P. 1259-1268.

6. Gibala R., Kumnick A.J. Hydrogen trapping in iron and steels", Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking / R.Gibala and R.F.Hehemann (ed.). ASM. 1995. P.61-77.

Автор выражает благодарность д.т.н., проф. Сергееву Н.Н и д.т.н., проф. Гвоздеву А.Е. за консультации при выполнении работы.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

****

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ РЕСУРСА РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Матлин М.М., Мозгунова А.И., Казанкина Е.Н., Казанкин В.А.

Россия, Волгоградский государственный технический университет,

e-mail: matlin@vstu.ru, detmash@vstu.ru

THE METHOD OF ESTIMATION OF RESOURCE OF THREADED JOINTS

M.M. Matlin, A.I. Mozgunova, E.N. Kazankina, V.A. Kazankin

The paper describes a non-destructive method for determining the fatigue strength of threaded joints, based on the dependence of the fatigue strength of the material of the part on the plastic hardness, taking into account the main factors affecting the fatigue strength of threaded joints.

В процессе эксплуатации резьбовые соединения испытывают переменные нагрузки, поэтому для ресурса резьбовых соединений следует оценивать по усталостной прочности. Усталостные испытания подразумевают необходимость полного разрушения детали, а также значительные затраты времени, что не отвечает современным требованиям к производственному процессу. Очевидно, что в таких условиях невозможно добиться стопроцентного контроля качества резьбовых соединений. В связи с этим перспективными являются неразрушающие методы оценки ресурса резьбовых соединений.

Следует отметить, что усталостная прочность резьбовых соединений характеризуется предельной амплитудой напряжений, при этом ее определение затрудняется большим числом факторов, влияющих на величину предельной амплитуды напряжений. Основными факторами, которые были рассмотрены в работе, являются способ получения резьбы, масштабный фактор и концентрация напряжений. С учетом основных факторов предельная амплитуда напряжений[1]:

$$\sigma_{апр} = \frac{\sigma_{-1} \cdot K_d}{K_\sigma} \cdot \beta_{упр}, \qquad (1)$$

где σ_{-1} - предел выносливости материала детали;

K_d – масштабный коэффициент;

K_σ – коэффициент концентрации напряжений;

$\beta_{упр}$ – коэффициент, зависящий от способа получения резьбы.

Значения коэффициентов, учитывающих влияние различных факторов, приведены в работе []. Отметим, что учет масштабного коэффициента K_d и способа получения резьбы (коэффициент $\beta_{упр}$)

может изменить величину предельной амплитуды напряжений на 30%, а коэффициента концентрации напряжений K_σ – в несколько раз [1].

Метод определения предела выносливости материала, основанный на закономерностях упругопластического контакта индентора, приведен в работе [2]. Согласно указанному методу, предел выносливости материала может быть определен как

$$\sigma_{-1} = 0{,}039 \cdot НД + 126, \quad (2)$$

где НД – пластическая твердость материала [3].

Таким образом, применение неразрушающего метода дает возможность оценить ресурс резьбовых соединений, позволяя при этом проводить стопроцентный контроль качества, а также значительно снизить затраты рабочего времени.

[1] Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-38-00350

Список литературы

1.Биргер, И.А. Расчет на прочность деталей машин/ И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, Г.Б. Иосилевич – М.: Машиностроение, 1993. – 640 с.

2.Пат. 2599069 РФ, МПК G01N3/32. Способ определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии/М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин, Манукян Д.С.; ВолгГТУ. – 2016.

3.ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74.

****

ЭКСПРЕСС ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

Мыльников В.В. [1], Шетулов Д.И. [2], Кондрашкин О.Б. [1], Пронин А.И. [3]

[1]Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, mrmylnikov@mail.ru

[2]Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, shetulov@mail.ru

[3]Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, mdsov@knastu.ru

EXPRESS ESTIMATION OF PARAMETERS OF FATIGUE RESISTANCE

Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Kondrashkin O.B., Pronin, A.I., Chernyshov E.A.

Tested on fatigue strength of steel grade 40X different frequencies of loading. The Express estimation of parameters of fatigue resistance by applying interpolation functions to obtain experimental dependencies of the frequency of the loading cycles.

Испытаниям подвергали сталь марки 40Х на усталость при трех значениях частоты циклического нагружения ω [1]. Полученные данные, представленные на рисунке показывают увеличение циклической прочности с ростом ω (рис. 1). При этом следует отметить, что при ω = 2 Гц в области малых N она имеет более высокую циклическую прочность, чем при ω = 2,7 Гц, однако, за счет более крутого наклона кривая опускается ниже и на базе $N = 10^6$ циклов видна заметная разница в величинах ограниченных циклов усталости.

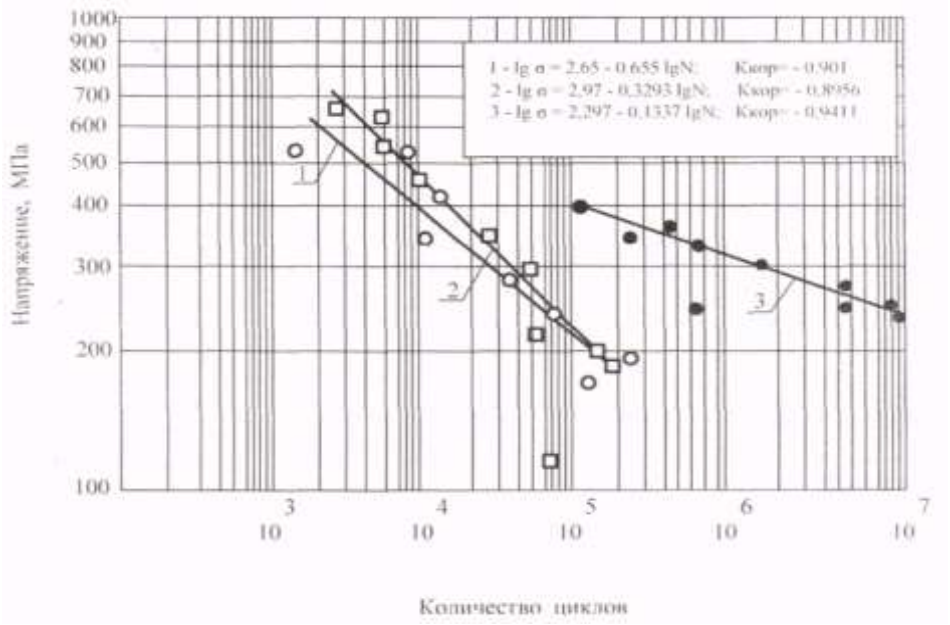


Рис. 1. Кривые усталости стали 40Х при 20^0С, 1,2,3-частоты нагружения 2; 2,7; 100 Гц. Деформация изгиба вращающегося образца

Применим интерполяционные функции для получения экспериментальных зависимостей параметра сопротивления усталости материала от частоты циклов нагружения, то есть $tg\alpha_w=f(\omega)$. Эти зависимости позволяют определять значение $tg\alpha_w$ при любой частоте циклов нагружения в пределах тех экспериментальных данных которые имеются в наличии. Иными словами нет необходимости проводить эксперимент, если при данной частоте циклов нагружения его нет, но величина ω входит в пределы величин, по которым опытные данные есть. Математическое выражение для этой цели выглядит так:

$$tg\alpha_w=G_0 + G_1(\omega-\omega_0) + G_2(\omega-\omega_0)(\omega-\omega_1), \quad (1)$$

и далее развернуть его:

$$\text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_0}} = G_0;\ \text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_2}} = G_0 + G_1(\omega_2+\omega_0) + G_2(\omega_2-\omega_0)(\omega_2-\omega_1); \quad (2)$$

$$\text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_1}} = G_0 + G_1(\omega_1+\omega_0); \quad (3)$$

$$G_1 = \frac{\text{tg}\,\alpha_{\omega_1} - G_0}{\omega_1-\omega_0}; \quad (4)$$

$$G_0 = \frac{\text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_2}} - G_0 - G_1(\omega_2-\omega_0)}{(\omega_2-\omega_0)(\omega_2-\omega_1)}; \quad (5)$$

Для стали марки 40Х (рис. 1) присвоим экспериментальным данным ω_i и $tg\alpha_{w_i}$, соответствующие им значения:

$\omega_0=2$; $\omega_1=2,7$; $\omega_2=100$ Гц;

$\text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_0}} = 0{,}2655$; $\text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_1}} = 0{,}3293$; $\text{tg}\,\alpha_{w_{\omega_2}} = 0{,}1337$

Произведя расчеты получим коэффициенты выражения:

$G_0=0{,}2655$; $G_1=9{,}5695\cdot10^{-2}$; $G_2=-9{,}9699\cdot10^{-4}$.

Подставив числовые значения в выражение (1) получим:

$$tg\alpha_w(\omega)|_{Ст.40Х} = 6{,}889\cdot10^{-2} + 10{,}035\cdot10^{-2}\omega - 9{,}9699\cdot10^{-4}\omega^2 \quad (6)$$

Литература:

1.Мыльников В.В. Зависимость сопротивления усталости конструкционных материалов от частоты циклического нагружения / В.В. Мыльников, Д.И. Шетулов, Е.А. Чернышов, А.И. Пронин // Технология металлов. 2013. № 9. С. 30-38.

****

РАСЧЕТ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ ДЕТАЛЕЙ С ПЕРЕМЕННЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПО СЕЧЕНИЮ

Мыльников В.В. [1], Рожков И.И. [2], Кондрашкин О.Б. [1]

[1]*Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,*
mrmylnikov@mail.ru

[2]*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,*
ivanovich.doc@yandex.ru

THE CALCULATION OF INTERNAL STRESSES IN THE HARDENING OF PARTS WITH A VARIABLE CHEMICAL COMPOSITION ACROSS THE SECTION

Mylnikov V.V., Rozhkov I.I., Kondrashkin O.B.

The methods of calculating the internal stresses, when the chemical composition over the cross section AC. Received that some of the components of the elastic and plastic stresses are extremely high values, which correspond to the current technological process of manufacturing parts gear shaft.

Проблемной особенностью любой упрочняющей термообработки является коробление деталей, превышающее припуск на последующую обработку в размер сопрягаемых поверхностей шлифованием. Среди множества причин, вызывающих коробление, существенной является химическая неоднородность или ликвация по сечению детали, которая возникает при диффузионном насыщении поверхностного слоя адсорбатом [1-3].

Цель работы – определение внутренних напряжений, возникающих при закалке тяжелонагруженных деталей машин с переменным химическим составом по сечению в процессе тепловой обработки.

Алгоритм решения упругопластической задачи для нахождения термонапряженного состояния стального цилиндра с постоянным химическим составом предложен в работе Тимофеева В.Н., Самойловича Ю.А.[4].

Используя этот алгоритм, предложена методика расчета внутренних напряжений, когда химический состав по сечению переменный. При расчетах внутренних напряжений использовался цилиндр из стали 12ХН3А диаметром 56 мм, прошедший химико-термическую обработку. Учитывались теплофизические характеристики конкретных слоев изделия с разным химическим составом:

-коэффициент теплоотдачи α;

-коэффициент теплопроводности λ;

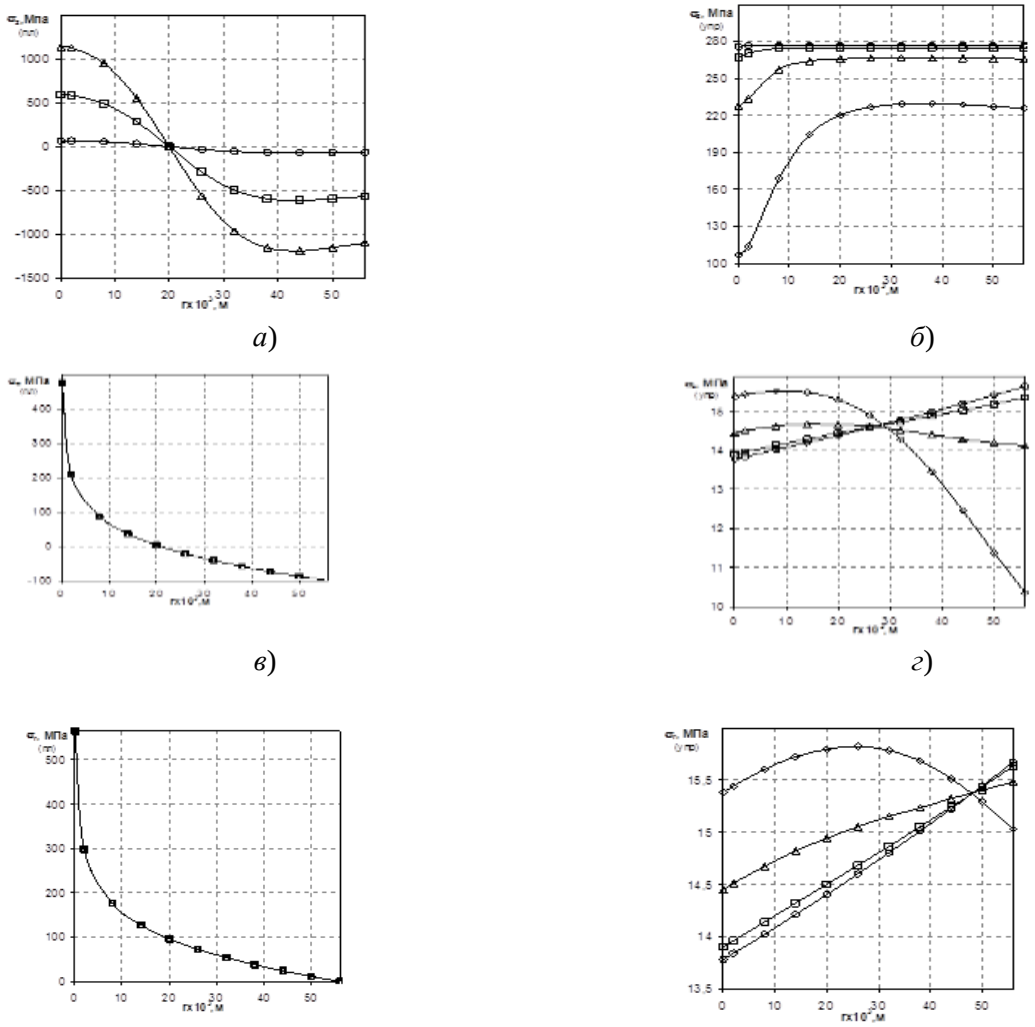
-коэффициент температуропроводности а;

коэффициент линейного расширения β.

Расчет внутренних напряжений при нагреве и охлаждении цилиндра производился в программе MathCad. В компьютерную программу для расчета термических напряжений при нагреве и охлаждении деталей, вносили основные теплофизические свойства сталей с учетом их послойного изменения по сечению.

По результатам расчета построены зависимости основных упругих и пластических напряжений при нагреве и охлаждении стального цилиндра. На рисунке 1 показано распределение упругих и пластических напряжений $\sigma^{упр}$ и $\sigma^{пл}$ на расстоянии r от центра цилиндра при охлаждении в масле:

Анализируя полученные результаты получаем, что некоторые составляющие упругих и пластических напряжений имеют крайне высокие значения, которые соответствуют действующему технологическому процессу изготовления детали вал-шестерня из стали 12ХН3А заключающегося в следующем: - цементация, t = 910°С, нагрев 1ч, выдержка 13ч, охлаждение на воздухе до 20°С.



а) *б*)

в) *г*)

д) *е*)

Рис. 1. Изменение напряжений s в зависимости от расстояния до поверхности цилиндра r при закалке в масле: ○-7 мин; □-4 мин; Δ-2 мин; ◊-30 сек. а - зависимость осевых пластических напряжений $\sigma_z^{пл}$; б - зависимость осевых упругих напряжений $\sigma_z^{упр}$; в - зависимость пластических тангенциальных напряжений $\sigma_t^{пл}$; г - зависимость упругих тангенциальных напряжений $\sigma_t^{упр}$; д - зависимость пластических радиальных напряжений $\sigma_r^{пл}$; е - зависимость упругих радиальных напряжений $\sigma_z^{упр}$.

Литература:

1. Абрамов В.Л. Остаточные напряжения и деформация в металле. – М.: Машиностроение, 1993. – 345 с.

2. Зинченко В.М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки. – М.: из-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 303 с.

3. Рожков И.И., Мыльников В.В. Оценка чувствительности сталей к трещинообразованию в процессах тепловой обработки // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2013. – №10 (часть 2). – С. 244.

4. Тимофеев В.Н., Самойлович Ю.А. Оценка влияния пластической деформации на температурные напряжения при нагреве стального цилиндра // Горение, теплообмен, процессы нагрева: сборник научных трудов ВНИИМТ. – Свердловск: из-во ВНИИМТ, 1963. – №10. – С. 68-80.

****

МЕТОДИКА РАСЧЕТА РЕСУРСА КОНСТРУКЦИЙ СТАБИЛИЗАТОРОВ ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СЛУЧАЙНОМ НАГРУЖЕНИИ

Москвитин Г.В., Балашова А.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н.
РФ, Москва, ИМАШ РАН, GVMoskvitin@yandex.ru

THE METHOD OF CALCULATION OF THE RESOURCE OF THE CONSTRUCTIONS OF STABILIZERS OF WAVE PROCESSES IN RANDOM LOADING

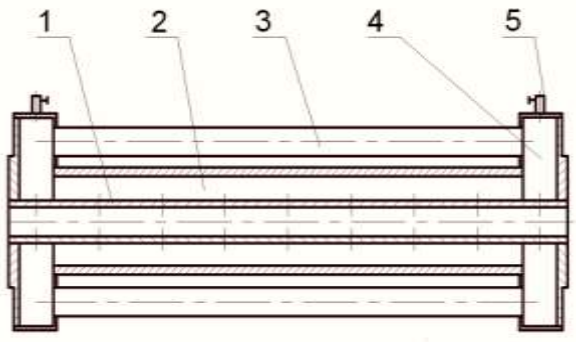
G.V. Moskvitin, A.V. Balashova, M.S. Pugachev, A.N. Poljakov

Abstract. The article presents the method of calculation of the durability of the constructions of the stabilizers of wave processes (SVP) under the action of real loads. The sequence of resource assessment includes the following stages: study of the probabilistic characteristics of pressure changes in various pipeline systems; mathematical modelling of the dynamics of SVP structures depending on design and operating parameters with application of numerical and analytical methods; determination of temporal realizations of random processes stresses in the most loaded areas of the designs of SVP; creation of curves the frequency of occurrence of amplitudes of the given regular cycles of the stress by spectral density of stresses and given the fatigue curve; evaluation of durability of designs of SVP based on the corrected linear hypothesis of accumulation of fatigue.

Key words. Stabilizers of wave processes, analytical and numerical methods, the resource, durability, random loading.

Проблема стабилизации волновых процессов в трубопроводах, подвергающихся динамическим нагрузкам, как при нормальном режиме эксплуатации, так и в экстремальных, аварийных ситуациях является весьма актуальной. Нестабильность движущихся потоков затрудняет эксплуатацию, снижает пропускную способность, эффективность, ресурс, приводит к аварийным ситуациям. Для снижения негативных последствий факторов, отмеченных выше, и повышения ресурса времени эксплуатации элементов трубопроводов были созданы и находятся в эксплуатации различные устройства. В настоящее время перспективными являются стабилизаторы волновых процессов (СВП). Обоснование принципов действия СВП изложено в трудах по нелинейной волновой механике, выполненных под руководством академика Р.Ф. Ганиева [1,2], пример на рис.1.

Основными видами нагружения СВП [1,2] являются изменения давления: полигармоническое воздействие с постоянными амплитудами, возникающее вследствие неравномерности работы насосов; ударное воздействие (гидроудар) при пуске и остановке насосов; ударное воздействие при открывании и закрывании задвижек; случайные воздействия, вызываемые различными факторами. Каждой из указанных нагрузок соответствует свой частотный интервал воздействия, что позволяет представить эти воздействия в виде $S_i^p(f)$-спектральных плотностей давления. Выполненные ранее расчеты динамических моделей различных СВП на основе конечно-элементного моделирования [3,4] позволили определить их собственные частоты и формы колебаний, а также напряжения в наиболее нагруженных точках конструкции, возникающие при частотах f_i(Гц), соответствующих указанным выше изменениям давления.



1 – участок трубопровода, 2 – предкамера, 3 – упругая камера с эллиптическим поперечным сечением, 4 – боковой коллектор, 5 – вентиль.

Рисунок 1. Схема стабилизатора с эллиптическими трубками

Спектральные плотности напряжений в каждой рассматриваемой j-й точке определяются по формуле

$$S_j^{\sigma}(f) = \left[H_{ij}(f)\right]^2 * S_i^{p}(f),$$

где $H_{ij}(f)$ – частотная характеристика конструкции СВП.

Применяя методы статистического моделирования, получаем временные реализации случайного процесса напряжений $\sigma(t)$ в виде гармонического ряда

$$\sigma(t) = \sum \sqrt{S_j^{\sigma}(\omega_j) * \Delta\omega_j} * \cos(\omega_j' t + \alpha_j)$$

где $\omega_j' = \omega_j + \delta\omega_j$, ω_j – частота (рад/с), $\delta\omega_j$ – случайные флуктуации частоты в интервале $\Delta\omega_j$, α_j – независимые случайные величины в интервале 2π [5,6].

Долговечность определяется в виде произведения $\Delta t \cdot \lambda$, где Δt – отрезок времени, в течение которого происходят все упомянутые выше изменения давления, λ – число этих отрезков до выхода СВП из строя. На основании корректированной гипотезы линейного суммирования усталостных повреждений [7] $a = \sum_{i=1}^{N} \frac{n_i \lambda}{N_i}$, $N_i = \frac{N_G \sigma_{rд}^m}{\sigma_i^m}$,

$$\lambda = a \sum_{i=1}^{N} \frac{\sigma_{rд}^m N_G}{n_i \sigma_i^m}$$

где a – сумма относительных долговечностей; N_G– число циклов, соответствующее пределу выносливости детали $\sigma_{rд}$; m– показатель наклона ветви кривой усталости. Значение N_i получается из рассмотрения кривой усталости.

В работе представлена дальнейшая модернизация метода расчета долговечности СВП при действии реальных нагрузок. Последовательность оценки ресурса включает следующие этапы: исследование вероятностных характеристик изменения давления в различных трубопроводных системах; проведение математического моделирования динамики конструкций СВП в зависимости от конструктивных и эксплуатационных параметров с применением численных и аналитических методов; определение временных реализаций случайных процессов напряжений в наиболее нагруженных зонах конструкций СВП; построение кривых повторяемости амплитуд приведенных регулярных циклов напряжений по спектральной плотности напряжений и приведенных кривых усталости; оценка долговечности конструкций СВП на основе корректированной линейной гипотезы накопления усталостных напряжений; обработка и обобщение полученных результатов с целью оценки эффективности метода решения данной научной проблемы.

Литература

1.Ганиев Р.Ф., Низамов Х.Н., Дербуков Е.И. Волновая стабилизация и предупреждение аварий на трубопроводах. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1996. – 260 с.

2.Р.Ф.Ганиев, Л.Е.Украинский. Нелинейная волновая механика и технологии. – М.: Научно-издательский центр «Регулярная и хаотическая динамика», 2008, 712с.

3.Программный комплекс ANSYS, версия 13, лицензия № 660578.

4.Москвитин Г.В., Балашова А.В., Поляков А.Н. Численное исследование напряженно-деформированного состояния упругой камеры стабилизатора волновых процессов (СВП) // XXII Международный семинар «Технологические проблемы прочности» 26-27июня 2015 года. – Подольск, 26-27 июня 2015 года.

5.Болотин В.В. Случайные колебания упругих систем.– М.: Наука, 1979. – 336 с.

6.Гусев А.С., Светлицкий В.А. Расчет конструкций при случайных воздействиях. – М.: Машиностроение, 1984. – 240 с.

7.Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин на прочность и долговечность: Справочник – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.

****

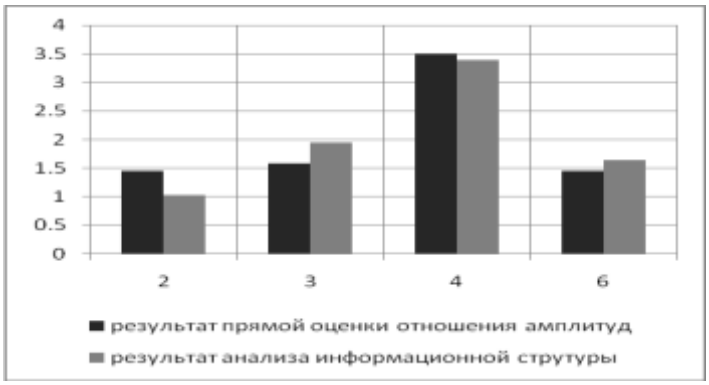
О ВОЗМОЖНОСТИ КОНТРОЛЯ КИНЕТИКИ НАКОПЛЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ МЕТАЛЛА ПО АНАЛИЗУ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХНОСТНЫХ УПРУГИХ ВОЛН.

Иляхинский А.В., Родюшкин В.М.
ИПМ РАН, г.Нижний Новгород, Россия,
ilyahinsky-aleks@bk.ru

Доклад посвящен проблеме исследования взаимосвязи процесса накопления структурных повреждений с нелинейностью упругих волн при анализе изменения состояния ферритного материала методом акустического зондирования. Приводится описание испытательно - измерительного комплекса, включающего в себя универсальную испытательную машину фирмы Tinius Olsen Ltd, специализированное устройство, создающее непрерывную поверхностную волну и аппаратуру для измерения и последующего анализа статистических и нелинейных параметров упругих волн.

Описываются результаты количественной оценки влияния процесса накопления структурных повреждений на нелинейность упругих волн полученные на пропорциональных образцах типа I № 21 из металла марки Ст10, изготовленных по ГОСТ 1497.

В основе оценки нелинейности лежит представление процессов влияющих на изменение параметров упругой волны статистической моделью в виде распределения Дирихле [1]. На рисунке представлены нормализованные значения акустической нелинейности для образцов подвергнутых 50 циклам знакопостоянного отнулевого нагружения при постоянной скорости перемещения активного захвата 5 мм/мин с амплитудой напряжения в цикле $0.6Б_{0.2}$ (без выдержки при максимальной нагрузке) - №2; $0.6Б_{0.2}$ (с пятиминутной выдержкой при максимальной нагрузке) – №3 ; $0.8Б_{0.2}$ (без выдержки при максимальной нагрузке) - №6 и нагружению до образования «шейки» - №4, полученные как результат прямой оценки отношения амплитуд первой (1 МГц) и второй (2МГц) гармоник релеевской волны и результат анализа информационной структуры непрерывного тонального сигнала.



Как видно из приведенного рисунка, оценка нелинейности процесса распространения упругой волны, оцененная путем представления процессов взаимодействия тональной упругой волны с материалом исследуемого объекта статистической моделью в виде распределения Дирихле, по своему характеру совпадает с прямой оценкой отношения амплитуд первой (1 МГц) и второй (2МГц) гармоник.

Литература

1. Иляхинский, А.В. Распределение Дирихле в задаче оценки состояния металла методом акустического зондирования / А.В. Иляхинский, В.М.Родюшкин // Дефектоскопия. 2015, №7. С.13-17.

****

АНАЛИЗ МЕТОДОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ ФОРМЫ ТРЕЩИНЫ НА ПРИМЕРЕ ОБРАЗЦОВ, РАЗРУШЕННЫХ В ХОДЕ ИСПЫТАНИЙ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Самсонова О.В., Иманаева А.В., Лямина Е.С.
Российская Федерация, АО «ОДК-Авиадвигатель», burceva@avid.ru

THE CRACK SHAPE MODELING IN THE CYLINDRICAL TENSILE SPECIMENS

O. Samsonova, A. Imanaeva, E. Lyamina

The growth of crack from small flaws plays an important role in life estimation of the highly loaded air engine parts. Calculating the life of these parts requires the determination of the crack shapes which can be complex. This paper presents a simple method based on finite element analysis for estimating the crack growth shapes. The analysis is based on an element removal approach and uses the maximum principal stress as the failure criteria. The algorithm is investigated on the example of cylindrical tensile specimens after low cycle fatigue tests.

Диски турбин авиационных газотурбинных двигателей являются высоконагруженными деталями, от прочности которых, во многом, зависит безопасность воздушного судна. Ресурсные ограничения для таких особо ответственных деталей устанавливаются, в том числе, и с использованием методов механики разрушения, позволяющих учесть существование редких дефектов относительно небольших размеров, от которых могут образоваться трещины. На основании расчетов скорости распространения гипотетических трещин, определяется периодичность контроля деталей, и, тем самым, исключается возможность существования трещин опасных размеров, развитие которых может привести к разрушению детали.

Для того чтобы корректно оценивать скорость развития трещины, необходимо как можно более точно знать условия работы детали и обладать необходимым спектром характеристик материала. Немаловажным фактором является также выбор метода моделирования трещины, позволяющего адекватно воспроизводить процесс изменения ее формы во время роста. На форму трещины могут оказать влияние сложная геометрия детали, распределение поля напряжений вблизи трещины, количество, форма и расположение очагов микроразрушения, которые привели к образованию магистральной трещины.

Как правило, точной информацией относительно формы и размеров трещины, расчетчик обладает только после проведения фрактографического исследования в случае анализа реального разрушения. В большинстве случаев приходится строить предположения относительно возможной формы трещины, опираясь на расчетные данные о распределении значений коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) по длине фронта трещины. При таком подходе предполагается, что в каждой точке фронта продвижение трещины происходит по нормали к исходному фронту в плоскости, перпендикулярной направлению первого главного напряжения. В рассматриваемых точках фронта записывается локальное уравнение скорости роста трещины, из которого, по соотношению КИН в точках фронта вычисляется значение локального приращения трещины для следующей итерации расчета [1,2]. Таким образом, для того, чтобы оценить форму трещины необходимо выполнить существенный объем расчетных работ. Описанная идеология моделирования продвижения трещины положена в основу метода xFEM [3], который позволяет автоматически просчитать путь распространения трещины и изменение ее формы во время роста, однако, указанный метод реализован не во всех коммерческих конечно-элементых пакетах. В работе [4] был предложен подход, позволяющий без непосредственного моделирования трещины предсказывать геометрию ее фронтов. Преимуществом метода является то, что анализируется тело без трещины, а значит, нет необходимости в неоднократном перестроении конечно-элементной сетки и проведении расчетов напряженно-деформированного состояния, соответствующих различным этапам роста трещины. Метод основан на исключении из модели конечных элементов, характерное напряжение в которых превышает некоторый заданный предел. Исключение элементов производится путем значительного снижения его модуля упругости.

Для того, чтобы продемонстрировать возможности описанного алгоритма, рассмотрены образцы, разрушившиеся во время проведения испытаний на малоцикловую усталость. Для анализа выбраны образцы с трещинами различной формы – внутренней дискообразной и поверхностной полуэллиптической. Расчеты распространения трещины в образцах в условиях испытаний проведены с использованием итерационного процесса непосредственного моделирования трещины и метода

исключения элементов из расчётной модели. Полученные фронты сравнивались с геометрий фронтов трещин на изломах образцов. Оба рассмотренных метода позволили адекватно воспроизвести форму трещин, наблюдаемых в эксперименте, однако, метод исключения элементов из расчетной модели оказался гораздо менее трудоемким.

Метод исключения элементов может быть использован как инструмент предварительного анализа, поскольку он не позволяет получить значения КИН, необходимые для прогноза скорости роста трещины. Однако применение метода может значительно сократить расчетное время моделирования трещины, поскольку до начала расчета известна форма трещины. В настоящее время авторы данной работы проводят исследование методов моделирования трещин на примере трещин в натурных деталях, которые наблюдались в процессе циклических испытаний в стендовых условиях.

Список использованных источников

1.Branco R., Antunes F.V. Finite element modelling and analysis of crack shape evolution in mode-I fatigue Middle Cracked Tension specimens, Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp 3020-3037.

2.J. Toribio, J.C. Matos, B. Gonzalez, J. Escuadra. Numerical modelling of cracking path in round bars subjected to cyclic tension and bending, International Journal of Fatigue 58 (2014), pp 20-27.

3.N. Sukumar, D.L. Chopp, B.Moran, Extended finite element method and fast marching method for three-dimensional fatigue crack propagation, Eng. Fract. Mech.70 (2003) pp 29–48.

4.D. Peng, P. Huanga, R. Jonesa, A. Bowlerb, D. Edwardsc. A simple method based for computing crack shapes, Engineering Failure analysis 59 (2016) pp 41-56.

****

ВЛИЯНИЕ ВИХРЕЙ КАРМАНА НА ПРОЦЕСС РАЗРУШЕНИЯ ЛОПАСТНОЙ СИСТЕМЫ РАБОЧЕГО КОЛЕСА ГИДРОТУРБИНЫ

Сизова С.С., Крюков А.Е., Чёрный С.Г

Россия, Институт вычислительных технологий СО РАН, Sizova96@mail.ru

THE INFLUENCE OF KARMAN VORTEXES ON THE PROCESS OF THE DESTRUCTION OF THE FRANCIS RUNNER BLADE SYSTEM

Sizova S.S., Krukov A.E., Cherny S.G

Ones of the sources of non-stationary loads, acting on the impeller of the hydroturbine are Karman vortexes. When the frequency of pressure pulsations is equal to any of the natural frequencies of the hydroturbine’s blade, vibrations and resonance can appear. These phenomena can lead to plastic deformation and even to destruction of the blades. For creating the numerical model, which can predict the possibility of the resonance appearance, following problems are solved: hydrodynamics of hydroturbine, modal analyses, elasticity and destruction tasks. Frequency spectrum of Karman vortexes is compared with the spectrum of natural frequencies of the blade. The analysis of dynamic stresses, appearing in Francis turbine due to the influence of non-stationary loads, is performed. Areas of the blade system, most susceptible to plastic deformation and fatigue failure, are discovered. The problem of calculating the resource of the impeller turbines is discussed.

Одним из источников нестационарных нагрузок, действующих на рабочее колесо (РК) гидротурбины при его обтекании потоком жидкости являются вихри Кармана, образующиеся у выходной кромки лопасти. Частота схода вихрей зависит от толщины кромки, изменяющейся от ступицы к ободу. Так как диапазон частот довольно широк, среди всех нагрузок от вихрей Кармана найдётся такая, у которой частота пульсаций будет близка к частоте собственных колебаний лопасти. В этом случае возникают резонансные явления, способные привести к вибрации и даже разрушению лопастной системы. Цель исследований - построение трёхмерной численной модели, описывающей процесс возникновения вихрей Кармана у лопастной системы РК, предсказывающей возможность возникновения резонанса и обеспечивающей расчёт ресурса лопастной системы на основе модели усталостного разрушения.

Для достижения поставленной цели решены следующие задачи.

1) Гидродинамика турбины. Её решение позволяет найти нестационарные нагрузки потока на тело, в частности - пульсации давления от вихрей Кармана.

2) Модальный анализ. Для прогнозирования наступления резонанса необходимо знать частоты собственных колебаний конструкции, которые находятся в задаче модального анализа. Если найденные частоты далеки от частот вынужденных колебаний, для нахождения пульсаций напряжения в упругом теле используется экономичный квазистатический метод. Иначе необходимо применять затратный динамический метод, который позволяет учесть эффект резонанса, усиливающий в разы амплитуду колебаний напряжений. Решение задачи в динамической постановке существенно усложняется тем, что кроме краевых условий, необходимо задать начальное поле смещений и их производных по времени. Собственные частоты находятся в работе с помощью конечно-элементного анализа и метода Ланцоша.

3) Упругость. Пульсации напряжения, поля смещений и их амплитуды находятся выбранным методом (динамическим или квазистатическим).

4) Разрушение. Решение задачи разрушения использует поля напряжений и смещений и позволяет рассчитать ресурса лопастной системы РК при усталостной и других моделях разрушения.

Перечисленные задачи были рассмотрены в конкретных случаях, и на них отработан инструментарий решения задачи в целом. Были проведены гидродинамические расчёты обтекания кругового цилиндра, изучен механизм возникновения вихрей, а также вопрос частоты их отрыва. Программный комплекс CADRUN [1] настроен для расчёта трёхмерного нестационарного течения в рабочем колесе для моделирования формирования и эволюции вихрей Кармана у выходной кромки лопасти. Получен спектр частот пульсаций давления от вихрей Кармана, который был сопоставлен с набором частот собственных колебаний лопасти. Проведён анализ динамических напряжений, возникающий в РК под действием нагрузок со стороны нестационарного потока жидкости. [2]Обнаружены области лопастной системы РК, наиболее подверженные пластической деформации и усталостному разрушению. Выявлены области применимости квазистатической и динамической моделей расчёта НДС. Обсуждается постановка задачи расчета ресурса рабочего колеса гидротурбин.

Литература:

[1] С.Г. Чёрный, Д.В. Чирков, В.Н. Лапин, В.А. Скороспелов, С.В. Шаров. Численное моделирование течений в турбомашинах.

[2] ANSYS

[3] С.А. Вальгер, А.В. Фёдоров, Н.Н. Фёдорова “Моделирование несжимаемых турбулентных течений в окрестности плохо обтекаемых тел с использованием ПК ANSYS Fluent”, .Вычислительные технологии том 18, №5 под редакцией Ю.И. Шокина.

[4] M. Flores, G. Urquiza and J. Rodríguez, "A Fatigue Analysis of a Hydraulic Francis Turbine Runner", World Journal of Mechanics, Vol. 2 No. 1

[5] С.П. Демидов. Теория упругости.

****

АНАЛИЗ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ СИСТЕМ ОХЛАЖДЕНИЯ РАКЕТНОЙ ТЕХНИКИ, СПОСОБОВ ОЦЕНКИ И ПРОДЛЕНИЯ СРОКОВ ИХ СЛУЖБЫ

Спирягин В.В.

Военная академия РВСН им. Петра Великого, Россия, V.V.Spiryagin@yandex.ru

Современная геополитическая обстановка, в том числе события весны-лета 2014 г. в Крыму и на юго-востоке Украины, наложение санкций на Россию со стороны США, Европейского союза и Украины, несомненно, оказывают влияние на экономику нашей страны.

Тяжелая ситуация складывается в области Российской холодильной промышленности и криогенной техники. В период до 1991 года все потребности ВВТ в холодильном оборудовании удовлетворялись предприятиями советской кооперации. Наиболее современные и оснащенные предприятия располагалась в бывших советских республиках - Украине, Эстонии, Молдавии, Азербайджане и были потеряны после распада СССР.

По данным статистики, приведенной на заседании Комитета по холодильной и криогенной промышленности от 23 августа 2016 г., не менее 70 % холодильной техники на российском рынке

собирается из импортных комплектующих. Не менее 20% приходится на импорт готового оборудования и лишь 10 % - отечественная продукция. Такое состояние холодильной и криогенной промышленности вызывает тревогу применительно к общепромышленному оборудованию и совершенно нетерпимо в отношении оборудования, предназначенному для оснащения спецобъектов МО РФ.

Актуальность разработки и надежной эксплуатации холодильной техники сохраняется, в том числе и для объектов ракетной техники ракетных Войск стратегического назначения (РВСН). Выполнение задач по предназначению, возлагаемые на части и подразделения РВСН, наряду с поддержанием ракетных комплексов в постоянной боевой готовности, достигается совершенствованием технологического оборудования, аппаратуры, средств их контроля и технического диагностирования (ТД).

Не маловажная роль в обеспечении функционирования современных командных пунктов (КП) РВСН в заданном режиме отводится системам обеспечения температурно-влажностного режима (ТВР). Системы предназначены для поддержания нормальных условий жизнедеятельности личного состава и функционирования оборудования в специальных фортификационных сооружениях в различных условиях боевой деятельности и при проведении регламентных работ. Эксплуатация оборудования и технических комплексов в замкнутых пространствах, сопровождается выделением большого количества тепла, достигающего десятков, а иногда и сотен киловатт и невозможна без применения средств принудительного охлаждения [1].

Еще один аспект, требующий пристального внимания, заключается в том, что большое количество холодильной техники, эксплуатируемой на объектах РВСН в настоящее время, находятся за пределами нормативных сроков эксплуатации. Вопрос о продлении сроков эксплуатации данных объектов и повешении достоверности способов оценки их технического состояния является острым и требует детального изучения технологических и конструкционных особенностей металлоконструкций (МК) элементов систем холодоснабжения, влияющих на показатели их работоспособности.

Существующие методики ТД систем холодоснабжения не позволяют выявить ряд дефектов МК, наличие которых непосредственно влияет на безопасность проведения работ со специальными изделиями ракетного вооружения. Достоверность выявления данных опасных развивающихся дефектов может быть повышена путем внедрения комплексного подхода к применению методов неразрушающего контроля, в основе которого, как предлагается, должен находиться метод акустической эмиссии (АЭ).

Актуальность исследования определена необходимостью прогнозирования остаточного ресурса элементов холодильных машин (ХМ) КП РВСН, эксплуатируемых за пределами гарантийных сроков эксплуатации и повышения эффективности оценки качества вновь создаваемых изделий при их техническом контроле. Такая необходимость требует поиска достоверных методов решения задач по выявлению скрытых развивающихся дефектов в МК элементов ХМ.

Проведенный анализ показывает, что наиболее уязвимым элементом холодильных машин эксплуатируемых в РВСН являются трубные решетки испарителей и конденсаторов. При анализе неисправностей систем холодоснабжения за 10 лет одной из дивизий РВСН было выявлено 6 случаев выхода из строя систем, по причине порыва разрушения трубок испарителей. При обследовании видимой части теплообменной поверхности испарителей, выведенных из эксплуатации были обнаружены дефекты продемонстрированные на рисунке 1, а именно трещины трубок на выходе из трубной доски и возникновение «вспучиваний», свидетельствующих об утонении материалов трубок. Наличие дефектов такого типа позволяет сделать вывод о возможном нарушении технологии вальцовки трубного пучка при изготовлении данных изделий.





а) *б)*

Рисунок 1. Дефекты трубной решетки испарителя холодильной машины, выведенной из эксплуатации: а) поперечная трещина, б) вспучивание трубок трубной решетки

Восстановление работоспособности вышеуказанных элементов ХМ проводилось путем установки стальных заглушек на дефектные трубки, либо заменой элемента целиком из резерва.

Стоит отметить, что при установке заглушек на дефектные трубки, необходимо учитывать, что сопротивление данной трассы возрастает, а теплообмен ухудшается. Теплообменные аппараты рассчитывают таким образом, что без негативного влияния на технологический процесс можно заглушить до 10 % трубок. Однако анализ технической документации показал, что при восстановлении работоспособности испарителя одной из ХМ стальные заглушки были установлены единовременно на 32 трубки, что составляет 36% от общего их числа.

В целях недопущения выхода из строя элементов холодильных машин необходимо совершенствование методов своевременного диагностирования дефектов МК системы. Наряду с этим совершенствование системы контроля производства элементов ХМ бесспорно, позволит повысить надежность и безотказность работы технологического оборудования систем охлаждения командных пунктов РВСН. Существующая система контроля качества изготавливаемой продукции на предприятиях ОПК обычно включает в себя проведение 100% рентгеновского контроля (РК), что подразумевает большие затраты и, в свою очередь, не исключает необходимость проведения прочностных испытаний сосуда гидронагружением. Целесообразно отметить, что метод РК имеет свои ограничения. Так для трещиноподобных дефектов существует вероятность не обнаружения их методом РК если размер дефекта ниже уровня разрешения рентгеновской аппаратуры, либо если угол между плоскостью дефекта больше критического (как правило, больше 10^0) [2].

В настоящее время представителями ОПК планируется совместная работа по выбору (оценке применимости) методов неразрушающего контроля и совместной разработке алгоритма неразрушающего контроля при производстве элементов холодильных машин. Целью работы является обоснование применения акустико-эмиссионного контроля для повышения достоверности оценки технического состояния сосудов, сокращения объема работ по техническому диагностированию и снижению затрат на его проведение.

В перспективе контроль производства элементов ХМ, АЭ методом позволит в первую очередь выявлять развивающиеся дефекты и оценивать качество узлов в условиях, близких к эксплуатационным.

Список использованных источников:

1.Шувалов В.Д., Рулев С.В. Системы холодоснабжения: Учеб. пособ. М.: ВА РВСН им. Петра Великого, 2001. 35с.

2.Бигус Г.А. Исследование акустико-эмиссионных характеристик алюминиевых сплавов и их сварных соединений с целью разработки методических рекомендаций для контроля качества сварных емкостей: диссертация на соискание ученой степени кандидата наук: 05.02.11/ Бигус Григорий Аркадьевич. – М., 1990 г. – 200 с.

****

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ ПОЛОЗА БАШМАКА ТОРМОЗНОГО ГОРОЧНОГО

Ходяков В.Ю., Мордасов Д.М.

Россия, Тамбовский государственный технический университет, vladislavhod@mail.ru

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY OF HARDENING OF A RUNNER BRAKE SHOE HUMP

V.Y. Khodyakov, D.M. Mordasov

During operation of the train to secure from the sudden movement, and when braking the moving groups of wagons (uncoupling) used brake Shoe hump. The main condition for the preservation of long-term performance of the Shoe is the correct choice of materials for its production and technology advances, the required structure and properties.

The main working element of the Shoe is the snake, which is a Foundation that drives the wheel of the car. Traditionally this item is made of steel grade St5sp without additional heat treatment.

The aim of this work is to find ways of increasing the hardness of the shoe.

При эксплуатации железнодорожного состава для его закрепления от внезапного движения, а также при торможении движущихся групп вагонов (отцепов) используется тормозной горочный башмак. Основным условием сохранения длительной работоспособности башмака является правильный выбор материалов для его изготовления и технологий достижения, требуемых структуры и свойств.

Основным рабочим элементом башмака является полоз, представляющий собой основание, на которое заезжает колесо вагона. Традиционно данный элемент изготавливается из стали марки Ст5сп без дополнительной термообработки.

Целью настоящей работы является поиск путей повышения твердости полоза.

Сталь Ст5сп относится к углеродистой конструкционной стали обыкновенного качества.

Таблица 1. Химический состав стали марки Ст5сп в %.

C	0,28-0,37
Si	0,15-0,3
Mn	0,5-0,8
S	до 0,005
P	до 0,004
Fe	≈97

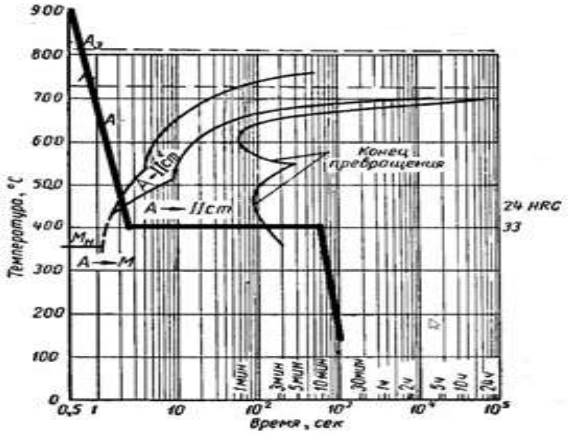


Рисунок 1. Диаграмма изотермического распада аустенита стали Ст5сп

Сталь имеет довольно мелкозернистую ферритную структуру - это объясняет наличие у заготовки полоза средних механических свойств: $\sigma_в$=550 МПа, НВ 10^{-1} = 187 МПа, δ_5=17%. Значение предела прочности ($\sigma_в$) и твердости говорит о том, что сталь легко переносит механические напряжения и пластически не деформируется под нагрузкой. Значение относительного удлинения после разрыва (δ_5) говорит о том, что сталь является пластичной. Сталь легко будет поддаваться термообработке за счет среднего содержания углерода в составе и менять свои механические свойства в сторону повышения.

Традиционно конструкционные стали подвергают двойной упрочняющей термической обработке – закалке + отпуску (улучшению).

Режим закалки определяется положением критических точек и способностью аустенита к переохлаждению [7]. Для полной закалки сталь Ст5сп необходимо нагреть до температуры на 30–50°С выше точки Ac_3, которая соответствует t=810°С.

Чтобы обеспечить надежность полоза, его необходимо термообработать на твердость 270-300 НВ. При такой твердости прочностные и пластические характеристики останутся на высоком уровне, что позволит изделию лучше выдерживать нагрузки.

На рис. 1 представлена диаграмма изотермического распада аустенита стали Ст5сп. Из рис. 1 видно, что в зависимости от скорости охлаждения ($\upsilon_{охл.}$) возможны 3 ступени превращения аустенита.

Наименьшей $\upsilon_{охл.}$, при которой возможно мартенситное превращение является $\upsilon_{охл.}$=283,3 град./сек., в диапазоне изменения $\upsilon_{охл.}$ от 283,3 до 4,7 град./сек. происходит бейнитное превращение.

При $\upsilon_{охл.}$ ниже 4,7 град./сек. структура аустенита переходит в ферритокарбидную структуру. Наиболее предпочтительным вариантом при формировании полоза является его термообработка в соответствии со второй ступенью превращения аустенита.

Для получения требуемой твердости нами предложена следующая последовательность термообработки: нагрев до 850-860°С, охлаждение до 400°С со $\upsilon_{охл.}$=45 град./сек. в ванне с соляным раствором, нагретым до 400°С, выдержка при данной температуре 10 мин. и охлаждение на спокойном воздухе. При таком режиме термообработки достигается максимальная твердость

Применение данных режимов упрочняющей термообработки позволят существенно улучшить качество изготавливаемых башмаков и при правильном эксплуатировании исключаются возможные проблемы, связанные с выходом изделий из строя.

Список литературы

1.Сапожников С.А. Башмаки тормозные горочные. Технические требования. -2014.-7 с.;

2.Стали и сплавы. Марочник: Справ. изд. / В.Г. Сорокин и др.; Научн. С77 ред. В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьев. – М.: «Интермет Инжиниринг», 2001. – 608 с.: ил.;

3.Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита: Справ. изд. / А.А. Попов, Л.Е. Попова. – М.: Машгиз, 1961. – 430с.: ил.;

4.Металловедение. А.П. Гуляев – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.;

5.Учебник для машиностроительных техникумов / Кузьмин Б.А., Абраменко Ю.Е., Ефремов К.В., Кузьминцев В.Н., Самохоцкий А.И., Челноков Н.М. - М.: Машиностроение, 1981. - 351 с., ил.;

6.Термическая обработка металлов: [Учеб. для нач. проф. образования] / В. М. Зуев. – М.: Высш. шк. Академия 1999. – 285 с., ил.

7.Мордасов Д.М. Термоциклическая обработка штампов для работы в условиях горячего деформирования из стали Х12МФ / Д.М. Мордасов, С.В. Зотов // Вестник ТГТУ. 2016. Т. 22. № 3. - С. 481-490.

****

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВОДОРОДНОЙ СТРЕСС-КОРРОЗИИ

Хонелидзе Д.М., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Чуканов А.Н.
Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, Россия
dato12122@rambler.ru

INFLUENCE OF THE REINFORCING STEELS CHEMICAL COMPOSITION ON RESISTANCE TO HYDROGEN STRESS CORROSION

D.M. Khonelidze, A.E. Gvozdev, A.N. Sergeev, A.N. Chukanov

In this work, we have conducted a comprehensive study of the impact of major (*C, Si, Mn*) and alloying (*Al, V, Mo, B* and *Zr*) elements for resistance to hydrogen stress corrosion.

Термически упрочненная с прокатного нагрева (ВТМО) и горячекатаная стержневая арматура из малоуглеродистых низколегированных сталей марок 20ГС и 20ГС2 класса Ат-V и Ат-VI в состоянии поставки имеет низкое сопротивление водородной коррозии под напряжением (водородной стресс-коррозии) – ВСК). Это ограничивает применение такой арматуры, что подтверждается нормативными документами [1]. Для повышения коррозионной стойкости стержневой арматуры указанных марок сталей применяли её дополнительное легирование.

Сопротивление к ВСК оценивали в ходе испытаний на длительную прочность натурных образцов указанных арматурных сталей в процессе одноосного растяжения в водном растворе 4,5% H_2SO_4 + 2,5% NH_4CN в условиях электролитического насыщения водородом. Насыщение проводили при комнатной температуре методом катодной поляризации при плотности тока D_K = 60 А/м^2. Натурные образцы длиной рабочей зоны 80 мм нагружали в специальных коррозионных камерах при фиксированных уровнях растягивающих напряжений ($\sigma_{Эi}$), равных 0,6; 0,7; 0,8 от $\sigma_в$. Сопротивление ВСК оценивали временем до разрушения образца.

В данной работе провели комплексное исследование влияния основных (*C, Si, Mn*) и легирующих (*Al, V, Mo, B* и *Zr*) элементов на сопротивление к ВСК, так как они являются наиболее распространёнными легирующими элементами арматурной стали [2]. Исследовали 5 различных плавок арматурной стали (см. табл. № п/п 1-5) класса Ат-VI ø10 мм марки 20ГС2 (две плавки подвергали дополнительному легированию). Далее исследовали образцы ø10 мм на базе стали марки 20ГС, легированной *Nb, Zr, Mo* и *B*, прокатанные и термоупрочненные до уровня класса Ат-V и Ат-VI в процессе ВТМО (см. табл. № п/п 6-12).

Влияние легирования арматурных сталей на механические свойства и сопротивление ВСК.

№ п/п		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
Диаметр образца, мм		10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	14	14	14	14
Хим. состав, масс. %	*C*	0,19	0,23	0,21	0,20	0,20	0,23	0,23	0,23	0,24	0,23	0,24	0,24	0,21	0,29	0,20	0,22
	Mn	1,13	1,10	1,26	1,11	1,08	0,96	0,93	0,94	0,93	0,90	0,95	1,1	1,60	1,10	1,10	1,10
	Si	2,17	2,30	1,80	1,18	1,62	0,59	0,57	0,56	0,55	0,47	0,47	0,47	1,40	2,30	0,80	0,82
	S	0,040	0,025	0,040	0,030	0,029	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030	0,030	0,025	0,030	0,030
	P	0,016	0,015	0,024	0,021	0,015	0,040	0,040	0,040	0,040	0,040	0,040	0,040	0,040	0,015	0,040	0,040
	V		0,10														
	Al			0,53													
	Zr						0,13	0,23									
	Nb								0,10	0,17	0,30						
	B											0,0027	0,0030			0,0020	0,0035
	Mo												0,50			0,53	0,52
Механические свойства	$\sigma_в$, МПа	1300	1240	1230	1260	1280	1120	960	930	1300	1150	1440	1240	1420	1210	1030	1240
	$\sigma_{0,2}$, МПа	1140	1100	1090	1120	1130	910	870	770	940	990	1380	1020	1300	1094	884	1020
	δ_5, %	14,6	15,0	14,7	14,5	15,2	12,0	12,0	13,4	7,3	9,0	7,2	10,0	13,0	14,0	15,0	12,0
Сопротивление ВСК, мин	$\sigma_{Эi}$=800 МПа	52	57	30	120	90	185	185	160	75	140	30	190	70	90	165	94
	$\sigma_{Эi}$=640 МПа	86	128	50	144	130	140	230	185	90	105	65	180	120	112	170	130
	$\sigma_{Эi}$=510 МПа	96	134	80	160	170	275	120	190	120	330	105	210	240	145	250	148

Выяснили, что изменение содержания *C, Mn* и *Si* в пределах марочного состава стали 20ГС2 в значительной степени меняет стойкость против водородной стресс-коррозии, также, как и легирование *V* = 0,1%. Легирование *Al* = 0,53% значительно понижает стойкость при уровне напряжений (0,6 - 0,8)$\sigma_в$. В образцах из стали марки 20ГС легирование *Zr* (0,13 и 0,23%) и *Nb* (0,1; 0,17 и 0,3%) повышает стойкость против водородной стресс-коррозии. Легирование бором *B* = 0,0027% позволяет получить после ВТМО сталь повышенной прочности, но имеющую малую стойкость против водородной стресс-коррозии. Комплексное легирование бором и молибденом обеспечивает арматуре хорошую прокаливаемость при ВТМО, прочность и стойкость против водородной стресс-коррозии, поэтому решили сравнить стойкость против ВСК стали легированные *B* и *Mo* с 20ГС и 20ГС2 (см. табл. № п/п 13-16).

Дополнительный анализ влияния легирующих элементов в изученных сталях показал, что оптимальным для достижения максимального сопротивления ВСК в них является содержание *B* не превышающее 0,0020 % и *Mo* не превышающее 0,530 %.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по проекту № 11.6682.2017/8.9.

Литература
1. Строительные нормы и правила: СНиП 2.03.11-85. Защита строительных конструкций от коррозии [Текст]: нормативно-технический материал. – Москва: [б.и.], 1986. – 66 с.
2. Высокопрочная арматурная сталь [Текст] / А. А. Кугушин [и др.]. - М. : Металлургия, 1986. - 271 с.

****

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ РАКЕТНОЙ ТЕХНИКИ

Челноков А.В., Панкин Д. А.
Военная академия РВСН имени Петра Великого, Россия, chelnokov-av@yandex.ru, *pankin816@gmail.com*

Безопасное применение по назначению объектов ракетной техники, отработавших назначенный срок службы, возможно только после научного обоснования, определения возможности и условий дальнейшей эксплуатации, основанного на результатах технического диагностирования.

Анализ действующих в настоящее время методик, регламентирующих порядок проведения технического диагностирования объектов ракетной техники, позволяет сделать вывод, что традиционный подход к оценке остаточного ресурса не учитывает в должной мере физические особенности процессов квазихрупкого и замедленного развития трещин. Традиционными методами решаются задачи по оценке предельных состояний, которые связаны с показателями прочности и устойчивости. При переходе к сверхнормативной эксплуатации объектов ракетной техники указанных предельных состояний для адекватной оценки работоспособности металлоконструкций недостаточно, так как, во-первых, в процессе эксплуатации возможно возникновение и накопление микродефектов, их объединение, зарождение микротрещин, во-вторых, происходит развитие имевшихся в конструкции дефектов до размеров, близких к критическим. В связи с этим возрастает научная и практическая значимость применения экспериментальных методов оценки технического состояния металлоконструкций с позиций механики разрушения.

Задачей исследования стала оценка влияния длительной эксплуатации объектов ракетной техники на показатели трещиностойкости металлоконструкций. В качестве показателя работоспособности металлоконструкций ракетной техники может быть использован коэффициент интенсивности напряжений (КИН), определяемый по ГОСТ 25.506-85. Исходя из наиболее опасных для металлоконструкций ракетной техники условий, необходимо было оценить трещиностойкость для случая, когда максимальные напряжения растяжения перпендикулярны плоскости исходной трещины, т.е. для трещины нормального отрыва по I модели линейной механики разрушения.

Из сваренных листовых конструкций в состоянии поставки были изготовлены прямоугольные компактные образцы с краевой трещиной для испытания на внецентренное растяжение. Использовались заготовки из низколегированной конструкционной стали 10ХСНД и алюминиевого сплава АМг6. Также была произведена вырезка образцов из металлоконструкций агрегатов ракетной техники, отработавших более 30 лет (подъемное сооружение, сталь 10ХСНД), более 34 лет (топливная емкость, сплав АМг6). Подготовка образцов проводилась с учетом особенностей геометрической формы элементов металлоконструкций и дефектности для следующих зон сварного соединения: основной металл (ОМ), сварной шов (СШ) и зона термического влияния (ЗТВ).

По результатам проведенных испытаний рассчитан КИН K_C для образцов определенной толщины и типа.

В ходе проведенных экспериментальных исследований [1] выявлено, что изменения показателей трещиностойкости металлоконструкций из стали 10ХСНД вследствие длительной эксплуатации незначительные: отмечается снижение трещиностойкости металлоконструкций на 4-5% (рисунок 1).

Исследования трещиностойкости конструкций из сплава АМг6 [2,3] показали, что трещиностойкость обечайки и днищ топливных емкостей в процессе длительной эксплуатации снизилась на величину до 15% (рисунок 2).

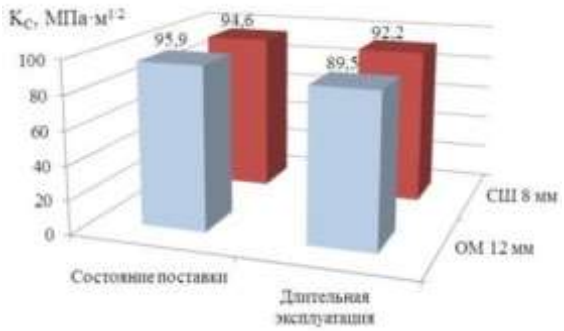
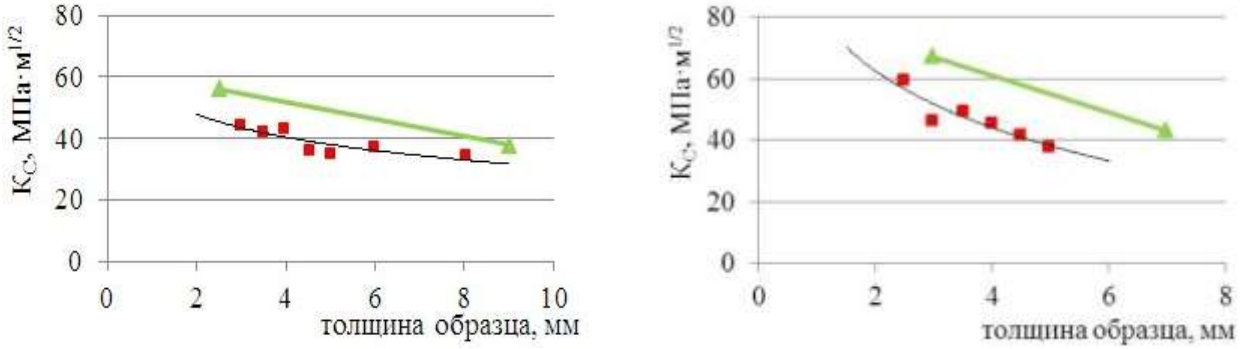


Рисунок 1 – Средние значения трещиностойкости СШ и ОМ конструкций из стали 10ХСНД



Установлено что для СШ (в отличие от ОМ обечайки и днищ) после выхода полуэллиптической трещины на противоположную поверхность ее длина будет превышать критическое значение. При прорастании дефекта на противоположную сторону стенки топливной емкости произойдет быстрый неконтролируемый рост трещины, разрушение произойдет внезапно.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при эксплуатации в конструкциях объектов ракетной техники происходит не только накопление микродефектов, их объединение, зарождение микротрещин, но и изменение стойкости материала к распространению трещины, что в ряде случаев может привести к отказам, авариям.

Проведенная оценка сопротивления разрушению конструкций их стали 10ХСНД, сплава АМг6 является основой для прогнозирования конструкционной прочности и долговечности материалов, применяемых для производства ракетной техники, а также разработки методик заблаговременного выявления развития опасных дефектов конструкций средствами неразрушающего контроля[4].

Использованные источники:

1. Агафонов, К.В. Исследование влияния скрытых дефектов материалов на техническое состояние и безопасность эксплуатации металлоконструкций подъемно-перегрузочного оборудования / К.В. Агафонов, А.И. Гневко, В.И. Полянский, А.В. Челноков // Двойные технологии. – 2015.– №4(73). – с.60-66.

2. Панкин, Д.А. Критерий работоспособности материалов металлоконструкций ракетной техники / Д.Ю. Васильев, М.В. Масюков, Д.А. Панкин // Инновационные материалы, технологии и социально-экономические аспекты развития экономики и обороноспособности Российской Федерации: сб. трудов XXXVIII научно-практической конференции, часть 1 / ВТУ – Балашиха, 2013. — с. 199-213.

3. Панкин, Д.А. Определение показателей статической трещиностойкости алюминиевого сплава металлоконструкций ракетной техники / М.В. Мукомела, Д.А. Панкин // Проблемы эффективности и безопасности функционирования сложных технических и информационных систем: сб. трудов XXXII Всероссийской НТК, часть 3 / ФВА РВСН – Серпухов, 2013. – с. 181-185.

4. Челноков, А.В. Применение метода акустической эмиссии неразрушающего контроля с целью выявления зависимостей механизма усталостного растрескивания металлоконструкций подъемных сооружений от приложенной нагрузки / А.В. Челноков // Наукоемкие технологии на современном этапе развития машиностроения: сб. трудов Международной научно-технической конференции / МАДИ – М., 2016. – с.240-243.

****

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ РЕСУРСА ПАРОГЕНЕРАТОРОВ АЭС С ВВЭР ПРОГНОЗИРОВАНИЕМ ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ

Чжоу Пэнчао

Россия, Национальный исследовательский университет «МЭИ»(Московский энергетический институт), dtzhoupengchao@mail.ru

QUANTIFYING METHOD OF LIFELENGTH OF THE STEAM GENERATOR-VVER ACCORDING TO THE FORECAST FAILURE OF HEAT EXCHANGERTUBERS

Zhou Pengchao

One problem in the operation of nuclear station- this is damage of steam generator, including its heat exchange surface provided by the tube bundle of austenitic steel 08Х18Н10Т. Exhaustion of the technological stock of the tube bundle will result in inability to continue to work and need to replace it. The main factor influencing the damage and exhaustion of the technological stock is corrosion cracking of the material of heat exchanger tubes.

Из закономерностей статистической динамики и результатов экспериментов известно, что распределение отказов однотипных элементов, находящихся в эксплуатации с одинаковыми характеристиками режимов, подчиняется закону нормального распределения.

Сложность прогнозирования коррозионного растрескивания (КР) заключается в отсутствии в настоящее время единой математической модели и единого взгляда на механизм его протекания. Предложенные гипотезы иногда отрицают друг друга, а систематика многочисленных моделей КР показывает не возможность однозначного расчета времени до коррозионного растрескивания с учетом совокупного влияния отдельных факторов.

Расчетно-теоретический анализ процесса КР показывает, что относительное число поражаемых коррозией под напряжением труб парагенератора зависит от концентрации хлор-иона в воде продувки и продолжительности эксплуатации при постоянной концентрации.Эта зависимость имеет характер закона нормального распределения:

$$\Phi = \frac{N(\tau)}{N_0} = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_{-\infty}^{X} e^{-t^2} * dt \qquad (1)$$

Где N_0- число труб в парагенераторе; $N(\tau)-$ число заглушенных труб на момент времени эксплуатации τ; x- аргумент интеграла вероятности; a,b-константы.

Присваивая величине Ф значение интеграла вероятности, по таблицам вероятности определяется значение аргумента интеграла вероятности X_m . Полагаем в первом приближении, что уравнение связи аргумент интеграла вероятности с продолжительностью эксплуатации и концентрацией хлорид-ионов имеет вид

$$X_m = a_m + b_m \tau_m [\overline{C}_{Cl^-}]_m^{1.56} \qquad (2)$$

Гдег τ_m - продолжительность эксплуатации ПГ АЭС с ВВЭР до m-го останова с глушением труб; $[\overline{C}_{Cl^-}]_m$ - средняя концентрация хлорид -ионов за период эксплуатации ПГ АЭС с ВВЭР до m - го останова с глушением труб; a_m, b_m - константы.

При m = 1, 2, 3 и т.д. составляются уравнения вида (2) с использованием фактических данных эксплуатации. Эти уравнения образуют систему, в которых константы *a* и *b* неизвестны. Эти константы определяются индивидуальными особенностями, присущими парогенератору (строение, состав металла, монтаж, изготовление, физико - химические характеристики процессов, в том числе концентрирование примесей в отложениях в зазорах дистанционирующих элементов, изменение нагрузки и т.д.).Используя метод наименьших квадратов вычисляется средние значения *a* и *b*.

Критерием выработки ресурса системы однотипных элементов служит условие исчерпания своего функционального назначения группой элементов, число которых равно их технологическому запасу в системе $N_{зап}$. В соответствии с этим остаточную продолжительность срока эксплуатации можно вычислить на основе :

$$\tau_{ост} = \frac{A - a}{b.(C_{cl^-})_m^{1.56}} - \Delta\tau_m$$

Где $[\overline{C}_{Cl^-}]_m$ - концентрация хлорид-иона за весь период эксплуатации; τ_m- продолжительность эксплуатации ПГ на момент оценки остаточного ресурса; A - константа, численно равная аргументу интеграла вероятности при условии

$\Phi(A) = N_{зап} / N_0$

Следует сказать, что такая математическая модель необходима не только для прогнозирования ресурса парогенератора. Более важным здесь становится возможность математического и экспериментального обоснования технической реализации мероприятий, направленных на замедление общей скорости процесса повреждения и получения не качественной модели, а методики количественной оценки эффективности этих мероприятий на основе критерия приращения ресурса.

Список литературы:

1.Мурзаханов Г.Х., Шипков А.А. Математические модели коррозионно-механического разрушения материалов: Учебное пособие по курсу «Прикладная механика разрушения». – М.: Изд-во МЭИ, 2003 г. – 72с.

2.Герасимов В.В. Коррозия реакторных материалов. М.: Атомиздат, 1980г. –256с.

3.Горбатых В.П. Локальная коррозия металла теплоэнергетического оборудования. М.: Энергоатомиздат. 1992г. –270с.

****

ОЦЕНКА РАЗВИТИЯ ТРЕЩИНЫ В ПЛАСТИНЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПАРАМЕТРОВ РАССЕЯННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ

Шульженко Н.Г., Гонтаровский П.П., Гармаш Н.Г., Мележик И.И.

Украина, Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины, shulzh@ipmach.kharkov.ua

ESTIMATION OF THE CRACK DEVELOPMENT IN THE PLATE UNDER CYCLIC LOADING USING DISSIPATED DEMAGES PARAMETERS

Shulzhenko N.G., Gontarovskiy P.P., Garmash N.G., Melezhyk I.I.

A.N. Podgorny Institute of Mechanical Engineering Problems NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine

The purpose of these studies was to work out the methods for the computation of crack development in the plate and axisymmetric elements of structures at cyclic loading for the plasto-elastic arrangement using the conception of the accumulation of scattered damages in the material. The processes of sign-changing plasto-elastic deformation and crack resistance of the material were simulated at the crack tip using the smooth specimen fatigue test data. Thermal and stress-strain behaviors of the construction were determined in different loading modes using the method of final elements for several fixed crack depths. The material damage was estimated using the curves of low-cycle fatigue and those of the range of plasto-elastic deformations on the would-be way of the crack development resorting to the hypothesis of linear summation. This scientific paper gives consideration to the kinetics of the surface crack in the region exposed to the action of cyclic loading with different stress ratios. The results were compared with the data obtained using the Newman method. This technique can be used for the evaluation of the service life of the elements of steam turbines.

Учет живучести элементов энергомашин с трещинами важен при определении их расчетного ресурса [1]. Для оценки развития трещин при циклическом нагружении часто применяются положения механики хрупкого разрушения с использованием кинетических диаграмм усталостного разрушения. Для определения этих диаграмм необходимы трудоёмкие экспериментальные исследования специальных образцов с трещинами.

В данной работе выполняется расчетная оценка кинетики трещины в пластинчатых элементах при циклическом нагружении в упруго-пластической постановке на основе концепции накопления

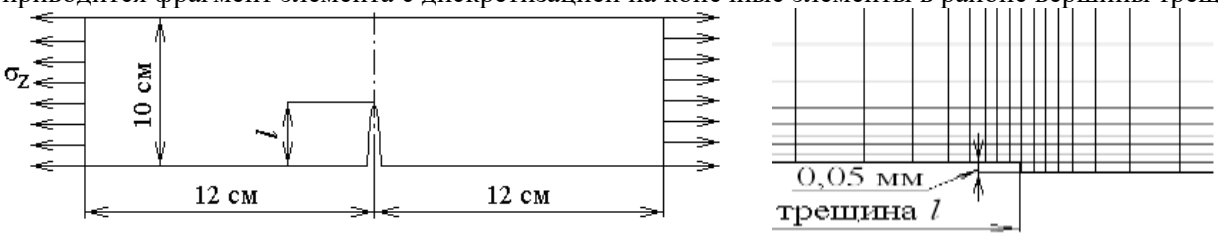
рассеянных повреждений в материале с использованием кривых усталостного разрушения обычных цилиндрических образцов. При этом не накладываются ограничения на размеры зоны пластичночти в отличие от постановок задач хрупкого разрушения, где зона пластичности в вершине трещины принимается малой по сравнению с ее длиной.

Тепловое и напряженно-деформированное состояние элементов конструкций на разных режимах нагружения в упруго-пластической постановке определяется с помощью метода конечных элементов [2]. Вычисление размахов интенсивности упруго-пластических деформаций на пути развития трещины выполняется по нескольким конечно-элементным расчетным схемам с трещинами разной длины. При этом используется деформационная теория пластичности при циклическом нагружении с учетом эффекта Баушингера. Учитывается возможный контакт берегов трещины при отрицательном коэффициенте асимметрии цикла нагружения. Оценка повреждаемости материала на основе гипотезы линейного суммирования проводится с использованием кривых малоцикловой усталости и размахов упруго-пластических деформаций на предполагаемом пути развития [2].

Выполнена оценка развития трещины в толстой пластине шириной 10 см и длиной 24 см, находящейся под действием знакопеременного циклического нагружения. Трещина с начальной длиной l = 2 см расположена в центре пластины (рис. 1).

Материал пластины – сталь 25Х1М1Ф, температура среды T=535 ^{0}С. Принимались следующие параметры циклического нагружения: максимальные напряжения в цикле σ_{zmax} = 120 МПа; коэффициент асимметрии цикла нагружения R=0,5; 0,2; 0; -0,2; -0,5; -1($R = \frac{\sigma_{zmin}}{\sigma_{zmax}}$, где σ_{zmin} – минимальные напряжения в цикле).

Трещина моделируется пропилом шириной 0,1 мм. Дискретизация рассматриваемой области с трещиной выполняется со сгущением конечно-элементной сетки к ее вершине. Численный анализ сходимости результатов показал, что размер минимального элемента может быть 0,05 мм. На рис 1, б приводится фрагмент элемента с дискретизацией на конечные элементы в районе вершины трещины.

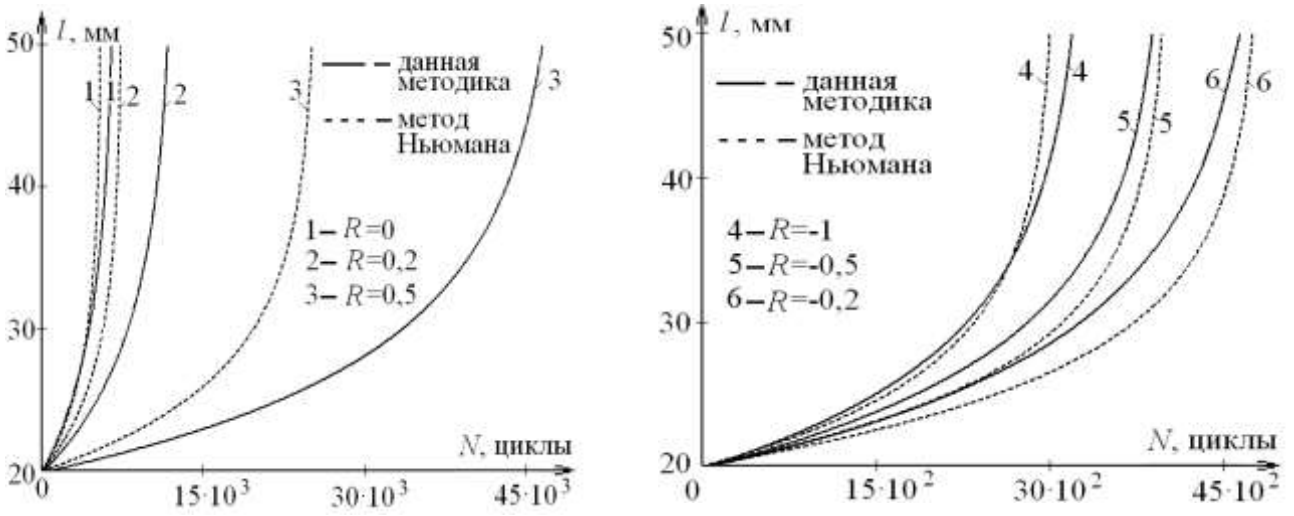


а) б)

Рис. 1. Пластина с трещиной:
а) – схема нагружения пластины; б) – фрагмент пластины с дискретизацией на конечные элементы

Результаты для разных коэффициентов асимметрии цикла нагружения сравниваются с данными, полученными по методу Ньюмана [3].

На рис. 2 приводится изменение длины трещины l от числа циклов N в пластине при положительном и отрицательном коэффициентах асимметрии цикла нагружения. Сплошными линиями показаны результаты, полученные по данной методике, пунктирной – по методу Ньюмана.



а) б)

Рис. 2 Изменение длины трещины от числа циклов в пластине при положительном (а) и отрицательном (б) коэффициенте асимметрии цикла нагружения

Учитывая многообразие факторов, влияющих на результаты, можно отметить согласование результатов, полученных по предлагаемой методике и по методу Ньюмана.

Предложенная методика расчетной оценки кинетики трещины на основе концепции накопления рассеянных повреждений может быть развита для использования при оценке ресурса элементов энергетического оборудования.

Литература

1. Шульженко Н.Г., Гонтаровский П.П., Зайцев Б.Ф. Задачи термопрочности, вибродиагностики и ресурса энергоагрегатов (модели, методы, результаты исследований): монография, Saarbrucken, Germany: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2011, 370 с. (Напечатано в России).

2. Шульженко М. Г. Оцінка розвитку тріщини при циклічному навантаженні пластинчатих елементів із використанням параметрів розсіяних пошкоджень матеріалу / М. Г. Шульженко, П. П. Гонтаровський, Н. Г. Гармаш, І.І. Мележик // Вісник НТУ «ХПІ». Серія Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування. – 2017. –№9 (1231). – С.41 - 44.

3. Bloom J. M. An approach to account for negative R-ratio effects in fatigue crack growth calculations for pressure vessels based on crack closure concepts / J. M. Bloom // Trans. ASME.– 1994. – Vol. 116. – P. 30-35.

****

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ФРАКТОГРАФИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ НАДЕЖНОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ С НИКЕЛЬ-ХРОМОВОЙ ОСНОВОЙ

Гадалов В.Н.[1], Коломенский А.Б.[2], Макарова И.А.[1], Филатов Е.А.[1], Тураева О.А.[1]

Россия, Юго-Западный государственный университет, don_filius@mail.ru

[2] Россия, Воронежский государственный технический университет

В статье рассматривается надежность жаропрочных литейных сплавов с никель-хромовой основой с помощью фрактографии.

THE USE OF FRACTOGRAPHY TO ASSESS THE RELIABILITY OF HIGH-TEMPERATURE CAST ALLOYS WITH A NICKEL-CHROME BASIS

V. N. Gadalov[1], A. B. Kolomensky[2], I. A. Makarov[1], E. A. Filatov[1], O. A. Turaeva[1]

[1]Russia South-West state University, don_filius@mail.ru

[2]Russia, Voronezh state technical University

The article discusses the reliability of high-temperature cast alloys with a Nickel-chrome basis with the help of fractography.

Key words:radiography, high-temperature alloys, microproject fracture.

Ключевые слова:фрактография, жаропрочные сплавы, микропрочность излома.

Современная техника в связи с возрастающим усложнением условий ее эксплуатации требует создания материалов, видов их обработки и оборудования, обеспечивающих наряду с высокой прочностью достаточную надежность против разрушения. В связи с этим в последние годы важное значение придается изучению процесса разрушения и влияния различных факторов на характеристики разрушения.

Задачу повышения эксплуатационной надежности и долговечности деталей машин и механизмов невозможно решить без эффективной системы технической диагностики причин разрушения. По многим видам изделий затраты на восстановление работоспособности действующего парка машин очень велики. В частности, в машиностроении 40% всего потребляемого металла расходуется на изготовление запасных частей.

Развитие и внедрение технической диагностики как способа управления качеством способствует уменьшению расхода дорогостоящего металлопроката, снижению затрат на ремонт и простои действующего парка машин.

Разнообразие и сложность условий нагружения современных конструкций весьма затрудняет диагностику характера повреждаемости и разрушения деталей. В связи с этим весьма актуальна информация об изменении вида изломов конструкционных материалов в зависимости от напряженного состояния и разнообразных способов нагружения.

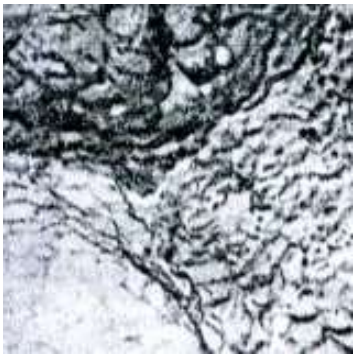
Изучение изломов с учетом структурного состояния сплавов на основе Fe, Ni, Ti, Al и др. металлов, в частности сплавов на никельхромовой основе с применением Hf, Dy, Re (комплекса прочностных и пластических свойств) выполнено применительно к различным видам напряженного состояния (растяжение, изгиб, кручение) при разнообразных способах нагружения (статическом, динамическом и циклическом)

Изломы литейных сплавов на никельхромовой основе характеризуются большой микротвердостью. Как правило на микрофрактограммах сплава ЖС6У наблюдаются мелкие, плоские, мало пластические ямки, укрупненные ямки со следами интенсивной пластической деформации и следы – ступеньки хрупких сдвигов. (рис.1)



× 10000

Рис. 1 Поверхность излома сплава ЖЗДК с частицами упрочняющих фаз (вакуумное разрушение при 973 ^{0}C)

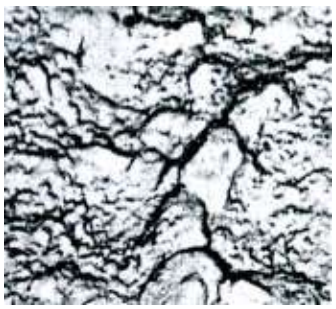


А) × 9000



Б) × 9000

Рис. 2 Микроструктура излома сплава ЖСЗДК при однократном (А) и длительном (Б) статическом нагружении при температуре испытания 973 ^{0}C



× 10000

Рис. 3 Излом однократного растяжения образца и сплава ЖС6КП при 973 ^{0}С после выдержки при этой же температуре в течении 24 часов.

Наиболее характерными микрофрактографическим признаком характеризующим излом длительного нагружения от однократного проявляются в наличие мелких ямок и системы площадок проскальзывания. Так при однократном нагружении на изломе ямки более глубокие (рис.2)

При повышении температуры микропрочность излома растет, что приводит к практическому исчезновению сдвиговых площадок с преобразованием крупных рельефных ямок. Повышение температуры и времени испытания позволяет выявить на изломах вытянутых или определенным образом выстроенных скоагулированных частиц упрочняющих фаз, являясь отображением структурных изменений материала. В изломах образцов предварительно выдержанных при 973 ^{0}С и напряжении 0,24 Гн/м^2 также обнаружены выстроенные в определенном порядке частицы фаз (рис.3)

На изломах длительного статического и однократного нагружения отмечался разный характер связи расположения пластичных ямок с частицами упрочняющих фаз: если при длительном нагружении более пластичный характер разрушения наблюдается, как правило, в области расположения мелких частиц упрочняющих фаз, то при однократном нагружении локальное повышение микропластичности разрушения связано с наличием более крупных по размеру частиц.

В микростроении изломов деформируемых высокожаропрочных никелевых сплавов с увеличением температуры испытания также уменьшается доля хрупкого разрушения: уменьшается количество сдвиговых площадок, увеличивается количество рельефных ямок и степень их пластичности.

Так как в результате длительной наработки, как правило, повышается чувствительность материала к концентрации напряжений, эксплуатационные разрушения часто начинаются с различных концентратов: отверстий, галтельных переходов и т.д.

Таким образом, поскольку вид излома в определённой мере представляет собой своеобразную фотографию техпроцессов, которые происходили при разрушении исследуемого объекта, фрактография является одним из основных источников информации о причинах и характере разрушения деталей.

Макростроение излома отражает характер действующих напряжений, степень перегрузки, расположение и характер очага разрушения, постоянство и изменение кинетики и фронта развития трещины, влияние остаточных напряжений, внешней среды и др. Расположение очага разрушения позволяет судить о степени влияния конструктивных, технологических и структурных концентраторов напряжений, а также дефектов металла, которые в одних случаях являются причиной поломки, а в других их влияние столь мало, что даже их предопределяет совпадение очага разрушения с дефектом или концентратом.

Список литературы

1. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия. 1976. – 568 с.

2. Кан Р.У., Хаазен П.Т. Физико-механические свойства металлов и сплавов. Т.3. М.: Металлургия. 1987. 663 с.

3. Гадалов В.Н. О взаимосвязи структуры с характером разрушения свариваемых литейных никелевых сплавов. Известия АН СССР. Металлы. 1988. №1. С. 125-133.

4. Штремель М.А. Возможности фрактографии. / М.А. Штремель // «Металловедение и термическая обработка металлов». 2005.№ 5. Москва. С.

****

АДАПТАЦИЯ МЕТОДА МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ

Маликов А.А.,Маркова Е.В.,Чечуга О.В.
Россия, г.Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ,marta06@yandex.ru

Malikov A.A., Markova E.V.,Chechuga O.V

Presents the results of research of mechanical characteristics of surface layers of high-strength coatings. The analysis of the application of the method of microindentation for determining characteristics such as hardness and wear resistance has been studied.

Для оценки работоспособности поверхностного слоя важно определить его физико-механическое состояние и структуру. Использование этих параметров качества для оптимизирующей классификации технологических методов поверхностной обработки по степени их влияния на износостойкие свойства является перспективным. Геометрические характеристики качества поверхностного слоя оказывают влияние на эксплуатационные параметры покрытий.

Одним из методов поверхностной обработки покрытий является метод алмазного шлифования, преимуществами которого является повышение эксплуатационных свойств обработанных поверхностей, снижение шероховатости поверхности, отсутствие переноса на обрабатываемую поверхность посторонних частиц, возможность обработки тонкостенных деталей и деталей сложной конфигурации т.п.

Для анализа свойств поверхностного слоя различных покрытий после алмазного шлифования был применен метод микроиндентирования, позволивший с одной стороны, определить основные механические характеристики - микротвердость, трещиностойкость, а с другой - дать возможность исследовать влияние обработки на состояние поверхностного слоя микронных глубин, выпадающих из рассмотрения при изучении с помощью электронной микроскопии и рентгеновской дифракции.

Целью данной работы является адаптация метода микроиндентирования для определения механических характеристик поверхностного слоя – твердости и износостойкости.

В качестве материалов для исследования были выбраны 4 типа покрытий: карбонитридное $Fe_m(N,C)_n$; нитридосилицидное Si_3N_4; боридное Fe_mB_n и композит 10Д.

Микроиндентирование проводили на приборе ПМТ-3 по стандартной методике при комнатной температуре. В качестве индентора использовали алмазный наконечник в форме четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при вершине $\alpha = 136^{o}$. Нагрузка (P) на индентор варьировалась в пределах 5–50 г.

Вместе с характеристикой трещиностойкости исследовали параметры, количественно характеризующие сопротивление хрупкому разрушению: критерий инициирования трещин, определяющий начальные условия для трещинообразования, равный отношению нагрузки к длине трещины, а также индекс хрупкости HV/K_C.

В результате исследований получено, что шлифование предопределяет нестабильность субструктурных характеристик, (интенсивность линии β_{200} уменьшается) и, особенно, на более жестком режиме динамического воздействия абразивного зерна. Влияние режимов обработки сказывается также на микромеханических характеристиках, приводя к увеличению глубины зоны интенсивного трещинообразования в покрытии при одновременном изменении ряда параметров алмазного шлифования

В ходе проведения исследований получено, что метод микроиндентирования, позволяет как определить основные механические характеристики - микротвердость, трещиностойкость, так и анализировать влияние обработки на состояние поверхностного слоя микронных глубин, которые выпадают из рассмотрения при изучении с помощью электронной микроскопии и рентгеновской дифракции.

Список литературы

1.Власов В.М., Нечаев Л.М. Работоспособность высокопрочных термодиффузионных покрытий в узлах трения машин. Тула.: Приокс. книжн.изд-во, 1994.-237с.

2. Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б., Маркова Е.В. Распределение внутренних напряжений по глубине поверхностного слоя стали 65С2ВА//Материалы V Международной конференции

«Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», 26-29 ноября 2013г. Москва, ИМЕТ РАН: сборник науч.тр, Москва, 2013, С.339-340

****

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ Х13М2БФР

Диков А.С.[1,2], Ларионов А.С.[1], Кислицин С.Б.[1,2], Чернов И.И.[2]
1 ИЯФ РК, г. Алматы 050032, Республика Казахстан
2 НИЯУ МИФИ, г. Москва, 115409, Россия
dikov@inp.kz

INFLUENCE OF IRRADIATION BY FAST NEUTRONS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF FERRITIC-MARTENSITIC 13CR2MONBVB STEEL

A.Dikov[1,2], A. Larionov[1], S. Kislitsin[1,2], I. Chernov[2]
1 INP RK, Almaty 050032, Republic of Kazakhstan
2 NRNU MEPhI, Moscow, 115409, Russia
dikov@inp.kz

Effect of the damage dose and irradiation temperature by fast neutrons on strengthening and embrittlement of structural steel X13M2BFR was studied. According to the results of mechanical tests on uniaxial tension with a constant strain rate and of postradiation creep tests, it is established that the ductility of steel decreases with increasing radiation dose. The temperature of the post-radiation tests has more significant effect on mechanical properties in compare to the radiation dose.

Конструкционные сплавы, применяемые для изготовления элементов активных зон ядерных реакторов, таких как оболочки ядерного топлива, т.е. тепловыделяющих элементов (ТВЭл) и чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС), помимо задач по обеспечению работоспособности ядерной установки в период эксплуатации, должны также сохранять свои физико-механические характеристики после активного использования. Это обусловлено задачами удержания продуктов распада отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) при последующих манипуляциях с ним: перегрузке, транспортировке и длительном хранении. Одним из проблемных моментов здесь является охрупчивание оболочек ОЯТ в период эксплуатации, что ставит актуальной задачу изучения остаточного ресурса этих сталей. Радиационное охрупчивание свойственно всем материалам, используемым в качестве конструкционных в ядерных реакторах, но, для сталей ферритно-мартенситного класса, таких как Х13М2БФР, используемой для изготовления чехлов ТВС в «быстрых реакторах» проблема охрупчивания особенно актуальна. Несмотря на это, ферритно-мартенситные стали, благодаря высоким показателям физико-механических свойств и радиационной стойкости, хорошо зарекомендовали себя в качестве конструкционных материалов элементов активных зон реакторов на быстрых нейтронах, и рассматриваются как кандидатные конструкционные материалы для реакторов нового поколения и реакторов термоядерного синтеза [1].

В данной работе приведены результаты сравнительных механических испытаний на одноосное растяжение и ползучесть стали Х13М2БФР – конструкционного материала чехла ТВС реактора на быстрых нейтронах БН-350 [2]. Испытания на одноосное растяжение проводились при комнатной температуре и 350°С со скоростью деформации 0,5 мм/мин. Испытания на ползучесть проводились при нагрузках 100 (~ 1/3 $\sigma_{0.2}$) и 450 Н (~ $\sigma_{0.2}$) при температуре 350°С. Выбор температуры испытаний обусловлен условиями длительного «сухого» хранения ОЯТ.

Образцы для исследований приготовлены из граней чехла отработавшей в реакторе БН-350 и «свежей» не эксплуатируемой ТВС с разных отметок по высоте по отношению к центру активной зоны. Поскольку параметры облучения – повреждающая доза, скорость набора дозы и температура облучения различны по высоте, образцы вырезались из чехла ТВС с разных отметок относительно центра активной зоны реактора, а именно отметки «0» мм, соответствующей центру активной зоны и отметки «+500» мм, т.е. из верхней части чехла. Параметры облучения исследованных образцов следующие: образец «0» мм облучен до повреждающей дозы 24 сна при температуре ~325°С, образец «+500» мм облучен до повреждающей дозы 11 сна при температуре ~350°С.

Исследования, выполненные методами рентгеноструктурного анализа и оптической металлографии показали, что необлученная и облученная сталь Х13М2БФР имеет ОЦК – структуру с постоянной решетки a = 0.2866 нм и представляет собой твердый раствор Cr и Mo в железе, с карбидным (MeC_3 и $Me_{23}C_6$) упрочнением. Структура стали – дуплексная, т.е. представляет собой смесь ферритной и сорбитной (мартенситной) фаз. Соотношение фаз феррит/сорбит различно для необлученной стали и облученной. С увеличением дозы облучения растет содержание сорбитной фазы.

По результатам испытаний на одноосное растяжение с постоянной скоростью деформации при комнатной температуре установлен рост прочностных характеристик: предел текучести $\sigma_{0.2}$ увеличивается с 729 МПа для необлученной стали, до 1097 Мпа для стали облученной до повреждающей дозы 11 сна и 1367 Мпа для стали облученной до 24 сна. С возрастанием повреждающей дозы предел прочности $\sigma_в$ также растет, на 38% при облучении до 11 сна и на 87% при облучении до 24 сна. Одновременно с ростом прочности стали снижается ее пластичность δ с 12% для необлученной стали до 7% для стали облученной до дозы 11 сна и 6,5% для стали облученной до дозы 24 сна, что свидетельствует о ее охрупчивании. С повышением температуры испытаний до 350°С наблюдаются те же закономерности изменения прочностных свойств, что и при комнатной температуре - упрочнение с одновременным охрупчиванием при повышении дозы облучения.

При испытаниях на пострадиационную ползучесть получены следующие результаты:

При нагрузке 100Н, средняя скорость ползучести стали облученной до повреждающей дозы 24 сна за время эксперимента (~944 ч) составила $1{,}85 \cdot 10^{-3}$ $ч^{-1}$. Для стали облученной до 11 сна за аналогичный период времени и при аналогичных условиях испытаний средняя скорость ползучести составляет $6{,}5 \cdot 10^{-4}$ $ч^{-1}$, в то время как при испытаниях с постоянной нагрузкой 450Н эта сталь показала скорость ползучести $1{,}4 \cdot 10^{-3}$ $ч^{-1}$.

Показано, что ферритно-мартенситная сталь Х13М2БФР – материал чехла отработавшей ТВС реактора на быстрых нейтронах БН-350, является радиационно-упрочненной. Облучение до повреждающих доз 11 и 24 сна приводит к охрупчиванию стали 1Х13М2БФР. Влияние температуры испытаний 350°С на характеристики прочности и пластичности более значительно по сравнению с влиянием повреждающей дозы.

Литература:

1.Калин Б.А., Платонов П.А., Тузов Ю.В., Чернов И.И., Штромбах Я.И. Физическое материаловедение. Т. 6. Конструкционные материалы ядерной техники: Учебник для вузов. – М.: НИЯУ МИФИ, 2012. – 736 с.

2.Кислицин С.Б., Диков А.С., Сатпаев Д.А., Ларионов А.С. Пострадиационные испытания конструкционных сталей – материалов чехлов отработавших ТВС реактора БН-350. – В сб.: Материалы 11-й Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом» Минск, Беларусь, 23–25 сент. 2015 г., с. 433–435.

****

ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ВАКУУМЕ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПРЕЦИЗИОННЫХ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Севальнёв Г.С.

Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, herman92@mail.ru

APPLICATION OF PROCESSES OF CHEMICAL HEAT TREATMENT AND HEAT TREATMENT IN VACUUM FOR PROVISION OF OPERATIONAL PROPERTIES OF PRECISION BEARING BEARINGS FROM ALLOYED HIGH-CARBON STEEL

Sevalnev G.S.

Russia, Moscow, BMSTU, herman92@mail.ru

The application of processes of chemical-heat treatment and heat treatment in vacuum for thin-walled precision ball bearings from alloyed high-carbon steels is considered. Changes in the microstructure at various stages of the hardening treatment processes by modes providing high hardness or heat resistance are studied. It is shown that the use of chemical-heat treatment with subsequent hardening treatment increases the wear resistance of steels. The influence of the pressure of the quenching atmosphere on the number of cycles before failure in the test for contact endurance is considered. It is shown that an increase in the cooling rate in the quenching gas (nitrogen) promotes an increase in the number of cycles before failure for steels 60X13S-SHD, 95X18-SH and 8X4V9F2-SH more than 1.5 times, for steel 110X18M-SH - by 12%.

Рассмотрено применение процессов химико-термической и термической обработки в вакууме для тонкостенных прецизионных шарикоподшипников из легированных высокоуглеродистых сталей. Исследованы изменения микроструктуры на различных этапах процессов упрочняющей обработки по режимам, обеспечивающим высокую твердость или теплостойкость. Показано, что применение химико-термической обработки с последующей упрочняющей обработкой повышает износостойкость сталей. Рассмотрено влияние давления закалочной атмосферы на число циклов до разрушения при испытании на контактную выносливость. Показано, что увеличение скорости охлаждения в закалочном газе (азоте) способствует повышению числа циклов до разрушения для сталей 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш и 8Х4В9Ф2-Ш более чем в 1,5 раза, для стали 110Х18М-Ш - на 12 %.

В настоящее время для производства тонкостенных прецизионных подшипников, работающих в малоударных или безударных нагрузках, используют высокоуглеродистые легированные стали. Тонкостенные подшипники качения являются высоконагруженными изделиями, для которых важны такие параметры, как контактная выносливость и износостойкость колец и тел качения, а также размерная стабильность.

В процессе работы прецизионные подшипники качения подвергаются высоким знакопеременным нагрузкам, которые являются основной причиной повреждения и дальнейшего разрушения деталей подшипников. Под действием этих нагрузок в подповерхностных слоях дорожек качения возникают микротрещины, которые выходят на поверхность и приводят к образованию усталостного выкрашивания металла [1]. Поэтому для обеспечения необходимой контактной выносливости и износостойкости деталей прецизионных подшипников необходимо проводить операции, связанные с повышением твердости и прочности поверхностного слоя [2].

Исследования проводили на высокоуглеродистых легированных сталях 8Х4В9Ф2-Ш, 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш, 110Х18М-ШД, химический состав которых представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сталей

Марка стали	Содержание элементов, % (масс.)										
	C	Mn	Si	Mo	Cr	S	P	Ni	Cu	W	V
8Х4В9Ф2-Ш	0,7-0,8	≤0,4	≤0,4	≤0,3	4,0-4,6	≤0,03	≤0,03	≤0,35	≤0,35	8,5-9,5	1,4-1,7
60Х13С-ШД	0,56-0,63	0,2-0,6	1,2-1,6	-	13,0-13,9	≤0,015	≤0,025	≤0,3	≤0,3	-	-
95Х18-Ш	0,9-1,0	≤0,8	≤0,8	-	17,0-19,0	≤0,02	≤0,03	≤0,6	≤0,3	-	-
110Х18-ШД	1,10-	0,5-	0,53-	0,5-	16,5-	≤0,015	≤0,025	≤0,3	≤0,3	-	-

	1,12	1,0	0,93	0,8	18,0						

В зависимости от условий эксплуатаций, химико-термическую (ХТО) и термическую обработку (ТО) в вакууме проводили по различным режимам, обеспечивающим высокую твердость или повышенную теплостойкость. Для обеспечения высокой твердости стали 8Х4В9Ф2-Ш проводили упрочняющую обработку по следующему режиму: нитроцементация 920-940 ºС, закалка с повторного нагрева с той же температуры, обработка холодом (-70 ºС) и низкий отпуск 150-160 ºС. После проведения полного цикла упрочняющей обработки твердость поверхности составляет не менее 67HRC при достаточной вязкости сердцевины.

Для обеспечения повышенной теплостойкости стали обрабатывали по режимам:

Для стали 8Х4В9Ф2-Ш - закалка от 1200 ºС и 3-х кратный отпуск при 580 ºС;

Для сталей 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш, 110Х18М-ШД - закалка 1080 ºС, обработка холодом (-70 ºС) и отпуск 420 ºС.

Микроструктура сталей, обработанных по различным режимам, представлена на рисунке 1.

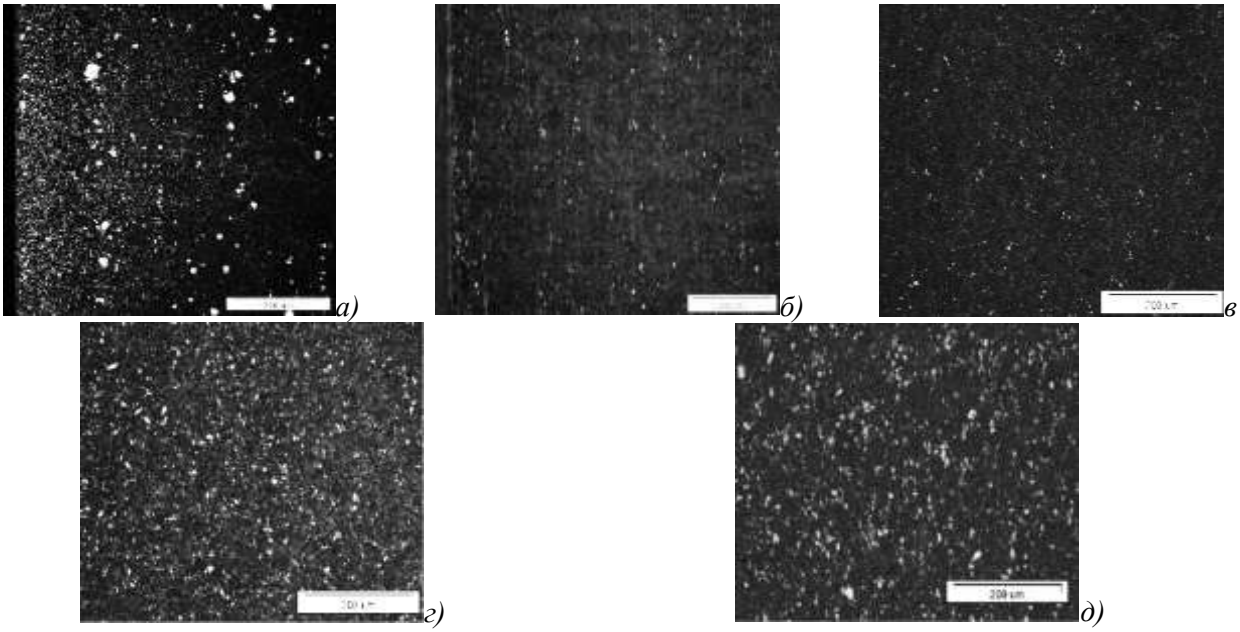


Рисунок 1 – микроструктура стали 8Х4В9Ф2-Ш (а), обработанной на твердость, и сталей 8Х4В9Ф2-Ш (б), 60Х13С-ШД (в), 95Х18-Ш (г), 110Х18М-ШД (д), обработанных на теплостойкость

бработка по режимам, обеспечивающим повышенную теплостойкость, позволяет применять ионно-плазменное азотирование в качестве заключительной стадии упрочняющей обработки благодаря достаточно высокой температурной стабильности. Ионно-плазменное азотирование, проводимое на финальной стадии, создает в поверхностном слое сжимающие напряжения, которые затрудняют зарождение и развитие трещины. Применение такой заключительной обработки способствует повышению контактной и изгибной выносливости, стойкости к заеданию (коэффициент сухого трения скольжения уменьшается в 2,5 раза) [3,4].

Скорость охлаждения при закалке в вакууме влияет на формирование структуры и свойств получаемых изделий. Для анализа влияния данного фактора на число циклов до разрушения была проведена закалка при двух значениях давлений охлаждающей среды (0,1 МПа и 0,6 МПа).

В результате испытаний образцов на контактную выносливость установлено, что проведение процесса закалки при большем давлении охлаждающей среды (0,6 МПа) позволяет получать более высокие значения количества циклов до разрушения. После обработки сталей на теплостойкость с закалочным давлением 0,6 МПа (рис.1 б-д) количество циклов до разрушения для стали 8Х4В9Ф2-Ш увеличилось в 4 раза, для сталей 60Х13С-ШД и 95Х18-Ш в 1,5 раза, а для стали 110Х18М-ШД – на 12 %.

Список литературы:

1.Смирнов А.Е., Шевченко С.Ю., Щипунов В.С., Куняев В.Е., Севальнёв Г.С. Особенности нитроцементации деталей приборных подшипников, предназначенных для работы в особо сложных условиях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. - № 5. С. 41-47.

2.Смирнов А.Е., Семенов М.Ю. Применение вакуумной термической и химико-термической обработки для упрочнения тяжелонагруженных деталей машин, приборов и инструмента. // Наука и образование. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Электрон. журн. – 2014. – № 2. – DOI:10.7463/0214.0700036.

3.Севальнёв Г.С., Смирнов А.Е., Макушина М.А. Влияние упрочняющей обработки в вакууме с заключительным ионно-плазменным азотированием на характеристики тонкостенных деталей прецизионных шарикоподшипников из высокоуглеродистых сталей // В сборнике: БУДУЩЕЕ МАШИНОСТРОЕНИЯ РОССИИ Девятая Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов. 2016. С. 203-205.

4.Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Смирнов А.Е., Семенов М.Ю., Щербаков С.П. Структура и контактная выносливость упрочненных слоев теплостойкой стали ВКС-7 после ионно-плазменного азотирования // Металлург. 2016 - №4. С. 77-81.

****

О НЕОБХОДИМОСТИ ЛОКАЛЬНОГО АНАЛИЗА ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ЗОН ЛОПАТОК ТУРБИН

Бердник О. Б., Царева И. Н., Кириков С. В., Тарасенко Ю. П.

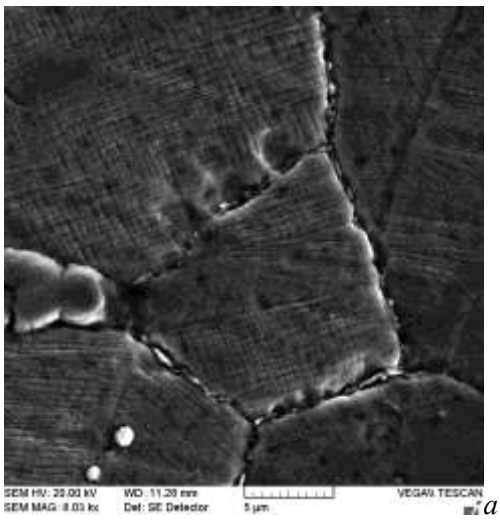
Россия, Институт проблем машиностроения –
филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения
«Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики РАН»
(ИПМ РАН), Нижний Новгород, npktribinika@yandex.ru

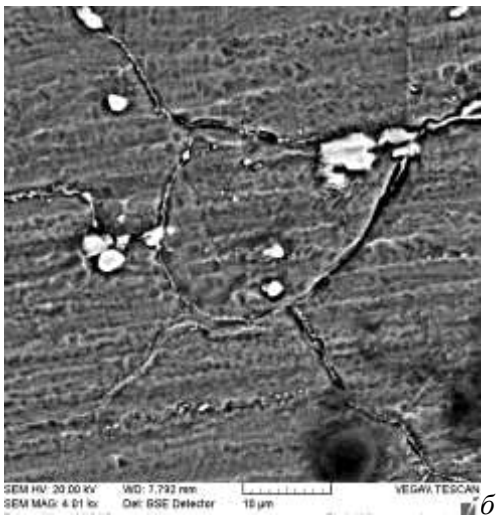
Аннотация. При анализе постэксплуатационного состояния материала рабочих лопаток энергетических установок необходимо учитывать особенности условий их работы; высокую температуру газов (~ 850 - 900 °С), сложнонапряженное состояние по профилю лопатки. Необходимо так же обращать внимание на наиболее нагруженные зоны перовой части. Производители деталей турбин в технических условиях на рабочие лопатки приводят схемы разрезки для анализа состояния материала, в которых основное внимание уделено преимущественно замковой части. Однако, исследования материала замковой части не отображают реальной картины изменений, произошедших в изделии за время эксплуатации, так как замок является менее нагруженной частью лопатки. Особенно нецелесообразно проведение анализа материала по данной схеме после эксплуатации или для выяснения причин отказа (разрушения) лопаток.

Ключевые слова. Лопатки турбин, никелевые сплавы, карбидные фазы, интерметаллидные фазы, термическая обработка, релаксационные испытания.

При проведении исследований состояния материала рабочих лопаток 1-ой ступени агрегата ГТЭ-45-3 был применен подход детального анализа перовой части (в зонах входной, выходной кромок и центральной части пера) и сравнение с результатами аналогичных исследований материала замковой части. Лопатки изготовлены из жаропрочного сплава на никелевой основе ХН65КМВЮБ, имеющего следующий элементный состав: C ≤ 0,05 %; S ≤ 0,4 %; Mn ≤ 0,5 %; Cr: (12,5– 13,5) %; Co: (8,5 – 10,5) %; Mo: (5,0 – 6,0) %; W: (4,0 – 6,0) %; Al: (4,2 – 4,9) %; Nb: (1,5 – 2,0) %; Fe ≤ 3 %; Ni - основа. Фактическая наработка лопаток составляла 12 000 и 82 000 часов.

Проведенные исследования образцов, вырезанных из лопаток с разными наработками показали, что в материале выходной (тонкой) кромки пера процессы старения во время эксплуатации происходят интенсивнее, так как она является наиболее нагруженной. Воздействие высокотемпературного потока приводит к изменениям в микроструктуре: перераспределению и изменению размеров упрочняющих карбидных и интерметаллидных фаз (рисунки 1, 2), что влияет на показатели прочностностных и пластических характеристик материала данных зон, а именно снижение всех механических характеристик (предела прочности, текучести и относительного удлинения). По результатам механических испытаний на растяжение установлено, что материал выходной кромки лопатки с наработкой 82 000 часов находится в хрупком состоянии (рисунок 1, таблица 1).


а


б

а X8 000 б, X4 000

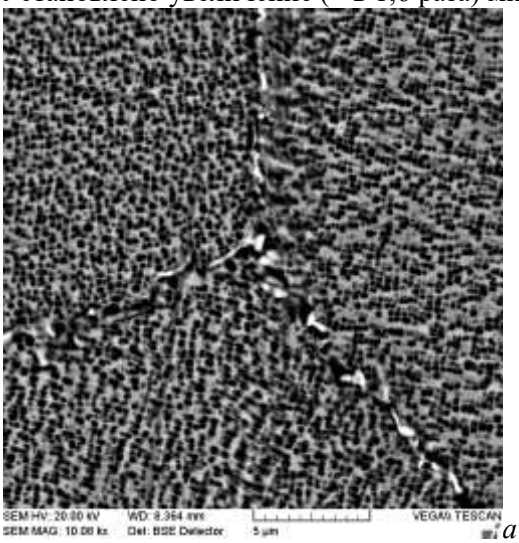
а – входной кромки перовой части лопатки; б - выходной кромки перовой части

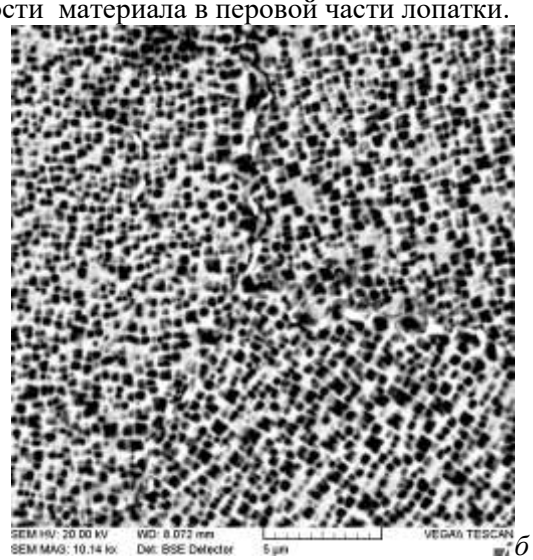
Рисунок 1 – Микроструктура материала лопатки с наработкой 82 000 часов:

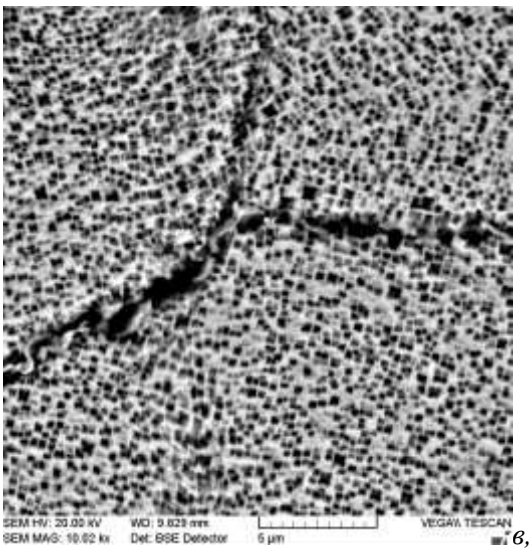
Таблица 1 - Механические характеристики материала

Наработка	Зона анализа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %	Микротвердость
12 000	выходная кромка	1060	733	18	586
	входная кромка	1120	773	20	322-350
82 000	выходная кромка	905	467	17	350-450
	входная кромка	1150	820	14	
	центр перовой части	1220	810	23	
ТУ108.02.125-87		1078	635-784	14	

При анализе материала лопатки с наработкой 12 000 часов также зафиксирована неоднородности в микроструктуре. В материале выходной кромки обнаружены выделения по границам зерен крупных карбидных частиц размером более 5 мкм. Происходит довыделение интерметаллидной фазы и увеличение ее концентрации до 60 %, а также рост среднего размера до 0,43 мкм. Основные структурные изменения зарегистрированы в материале выходной кромки пера, что свидетельствует о возможных температурных перегрузках в этой зоне в процессе эксплуатации. Установлено увеличение (~ в 1,6 раза) микротвердости материала в перовой части лопатки.


а X10 000


б X10 000



в, X10 000

Рисунок 1 – Микроструктура материала лопатки с наработкой 12 000 часов: а - входной кромки перовой части лопатки; б - средней части; в - выходной кромки перовой части

Выводы: При оценке ресурса лопаток необходимо принимать во внимание, что старение материала в процессе эксплуатации происходит неоднородно по объему изделия, поэтому необходимо проводить детальный анализ высоконагруженных областей. При продлении ресурса изделий после проведения ремонтно-восстановительных работ необходимо учитывать состояние именно этих зон.

****

МЕТОДИКА ПОСТРОЕНИЯ ОБЪЕДИНЕННЫХ КРИТЕРИЕВ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ОСОБЕННОСТЯМИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Зеньков Е.В.

Россия, ФГБОУ ВО ИрГУПС, jovanny1@yandex.ru

METHOD OF CONSTRUCTION OF THE UNITED STRENGTH CRITERIA FOR STRUCTURAL MATERIALS WITH THE SPECIFICITY OF DEFORMATION ELEMENTS OF STRUCTURES

Zenkov E.V.

We propose a calculation-experimental technique for calculating the strength of structural elements, combining the elements of these two methods-on the basis of so-called combined strength criteria and analyzing the results of laboratory tests of special specimens having the same type of stress-strain state (SSS) in the focus of their destruction, that And in the center of possible destruction of the structural element in question. The implementation of the methodology is based on the selection of appropriate experimental laboratory samples, the type of SSS in the working area of which coincides with the type of construction SSS, the strength of which is estimated. An algorithm for determining the refined strength parameters included in the equation of the combined strength criterion is given.

Учёт вида НДС при оценке конструкционной прочности элементов и деталей машин и механизмов может осуществляться двумя способами. Первый из них, представлен так называемыми объединенными критериями прочности типа Писаренко-Лебедева, Ягна-Бужинского, Друккера-Прагера и др. [1-3], и основан на предварительном определении прочностных характеристик материала рассматриваемой конструкции, определяемых путём квазистатического разрушения лабораторных образцов в условиях типовых видов нагружения этого материала – одноосного растяжения, сжатия и среза (соответственно определение значений $\sigma_в$, $\sigma_{сж}$ и $\tau_{ср}$). Второй способ опирается на результаты лабораторных испытаний специальных образцов, имеющих в очаге их

разрушения тот же вид НДС, что и в очаге возможного разрушения рассматриваемого элемента конструкции. Ограничивающими обстоятельствами двух способов является различие реального вида НДС конструкции и вида НДС образцов, испытываемых до разрушения при определении величин $\sigma_в$, $\sigma_{сж}$ и $\tau_{ср}$, а также необходимость использования разнообразной лабораторной испытательной техники, в том числе специальной испытательной техника с несколькими силовыми приводами, создающая разнонаправленные воздействия на испытываемый образец.

В данной работе рассматривается расчетно-экспериментальная методика, сочетающая в себе элементы двух представленных способов, позволяющая с помощью типовых одноприводных испытательных машин учесть реальный вид НДС элемента конструкции в очаге разрушения. При этом уточнение расчёта достигается за счёт использования экспериментальных данных о разрушении лабораторного образца, напряженное состояние которого в момент разрушения моделирует в рабочей зоне напряженное состояние реальной конструкции.

Для простоты понимания предлагаемого решения, рассмотрим уравнение объединенного критерия Писаренко-Лебедева [1, 3], используемый при оценке статической прочности конструкций, изготовленных из изотропных материалов, и имеющее вид

$$\alpha\sigma_i + (1-\alpha)\sigma_1 A^{1-П} = \sigma_в, \quad (1)$$

где σ_i – интенсивность напряжений в возможном очаге разрушения

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2}, \quad (2)$$

σ_1, σ_2, σ_3 – главные напряжения, возникающие в этом очаге; $П$ – коэффициент Смирнова-Аляева [4, 5], характеризующий вид НДС в рассматриваемой точке, определяемый равенством

$$П = \frac{\sigma_1+\sigma_2+\sigma_3}{\sigma_i}, \quad (3)$$

(в случае двухосного растяжения величина $П$ достигает значения $П = 2$, в случае простого одноосного растяжения $П = 1$, простого одноосного сжатия $П = -1$); α и A – эмпирические константы, характеризующие прочность материала (далее – прочностные параметры материала) и вычисляемые по формулам

$$\alpha = \frac{\sigma_в}{\sigma_{сж}}, \quad A = \frac{\varphi-\sqrt{3}\alpha}{1-\alpha}, \ \varphi = \frac{\sigma_в}{\tau_к}. \quad (4)$$

Суть в следующем. Из уравнения (1) видно, что α и A могут рассматриваться как коэффициенты эмпирической формулы, характеризующие конструкционную прочность материала рассматриваемой конструкции с определенными расчетными значениями величин $\sigma_1^{пред}$, $\sigma_i^{пред}$ и $П^{пред}$. Т.е. параметры α и A могут быть вычислены непосредственно из уравнения (1), зная остальные его параметры – $\sigma_1^{пред}$, $\sigma_i^{пред}$ и $П^{пред}$. Из этого вытекает, что α и A не обладают в этом случае традиционным физическим смыслом, заложенный изначально в критерий Писаренко-Лебедева, вычисляемые из (4), а являются постоянными или малозависящими параметрами от вида НДС материала, из которого изготовлена конструкция. С учетом сказанного, прочностные параметры α и A могут быть видоизменены, что позволяет их рассматривать как коэффициенты эмпирической формулы, определяемые по результатам испытаний до разрушения образцов, моделирующих НДС оцениваемой конструкции в её интересующей области.

При реализации предлагаемого подхода после отыскания расчётного значения коэффициента $П$ для определения значений параметров α и A, входящих в уравнение (1), необходимо осуществить подбор соответствующих экспериментальных лабораторных образцов так, чтобы вид их НДС совпадал (или был близок) с видом НДС конструкции, прочность которой оценивается. В этом случае для определения двух параметров α и A достаточно испытания до разрушения двух лабораторных образцов, отличающихся друг от друга геометрическими размерами и расчетными характеристика НДС в момент разрушения их материала. В соответствии с этим определение прочностных параметров α и A, осуществляется на основании следующего алгоритма:

1) подбор геометрических параметров двух различных конструктивных вариантов образцов специальной формы со значениями $П$, близких к $П$ для области оцениваемой конструкции и симметрично отличающиеся;

2) испытание до разрушения конструктивных вариантов образцов на типовой одноприводной испытательной машине для получения разрушающих нагрузок;

3) расчетное определение величин $\sigma_1^{пред}$ и $\sigma_i^{пред}$ – характеристики уровня НДС, входящих в уравнение (1.1), в зоне разрушения выбранных образцов по п. 1;

4) определение прочностных характеристик α и A из разрешающей системы уравнений

$$\alpha\sigma_i^{1\,пред} + (1-\alpha)\sigma_1^{1\,пред} A^{1-П^{1\,пред}} = \sigma_в$$

$$\alpha\sigma_i^{2\,пред} + (1-\alpha)\sigma_1^{2\,пред} A^{1-П^{2\,пред}} = \sigma_в, \qquad (5)$$

где значения величин $\sigma_1^{1пред}$, $\sigma_i^{1пред}$, $П^{1пред}$ соответствуют экспериментально установленному моменту разрушения первого из подобранных образцов, $\sigma_1^{2пред}$, $\sigma_i^{2пред}$, $П^{2пред}$ – второго из разрушенных образцов.

5) проверка выполнения условия прочности по уравнению (1) путем подстановки текущих значений σ_1 и σ_i, взятых из исследуемой области конструкции, вместо $\sigma_1^{пред}$ и $\sigma_i^{пред}$, входящих в уравнение (1).

Обстоятельство, вызывающее затруднение при реализации подхода в уточнении уравнения предельного состояния материала конструкции является необходимость иметь значения прочностных характеристик с учетом их зависимости от соотношения главных напряжений. Автором работы с соавторами предложен призматический образец для оценки прочности материала при сложном напряженном состоянии [4], который позволяет получать информацию о прочности материала в зависимости от требуемого коэффициента $П$ путем его нагружения на стандартной испытательной машине

Список литературы:

1.Писаренко Г. С., Яковлев А. П., Матвеев В. В. Справочник по сопротивлению материалов.– К.: Изд-во Дельта. – 2008. – 816 с.

2.Лебедев А.А., Ковальчук Б.И [и др.] Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии // Под ред. А.А. Лебедева. – Киев: Изд-во Дом «Ин Юре». – 2003. – 540 с.

3.Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. – М.: Машиностроение., – 1985. – 224 с.

4.Зеньков Е.В., Цвик Л.Б., Запольский Д.В. Призматический образец для оценки прочности материала // Патент РФ № 2516599. Опубл. 27.03.2014, Бюллетень изобретений РФ. – 2014. – № 9.

****

СЕКЦИЯ 13: ***СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ***

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОПОРИСТОГО КРЕМНЕЗЕМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Соснов Е.А.

Россия, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (Технический университет), sosnov@lti-gti.ru

ESTIMATION OF STRENGTH OF HIGHLY POROUS SILICA WITH USING OF ATOMIC FORCE MICROSCOPY

Sosnov E.A.

The morphology of monodisperse spherical mesoporous silica particles with a regular pore structure was studied by the atomic force microscopy (AFM). On the basis of semicontact AFM (tapping mode), a method for evaluating the strength of highly porous materials is proposed. The structural characteristics and the Young's modulus of silica were received.

Высокопористые вещества активно используются в качестве сорбентов, носителей катализаторов или лекарственных препаратов. При этом в ходе транспортировки или переработки такие материалы легко деградируют под воздействием механических нагрузок. Оценка прочностных характеристик высокопористых матриц механическими методами позволяет определять только усредненные характеристики, не отражающие реальных свойств материалов. Использование наноиндентирования для оценки прочностных свойств таких материалов затрудняется наличием у них развитой поровой структуры. В то же время в атомно-силовой микроскопии (АСМ) для исследования морфологии поверхности используют зонды с острием нанометровых размеров (вплоть до закрепления на зонде вискеров и углеродных нанотрубок), что позволяет исследовать структуру и свойства материалов с пространственным разрешением, соизмеримым с размерами острия зонда.

В данной работе представлена методика оценки прочностных свойств высокопористого кремнезема с использованием атомно-силовой микроскопии.

Исследования осуществляли на монодисперсных сферических мезопористых частицах кремнезема (МСМЧК), синтезированных в ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН. Методика темплатного синтеза кремнезема описана в работе [1]. Гранулы аморфного SiO_2 диаметром 0,5-0,6 мкм ($S_{уд}$ = 727 м^2/г, $V_{пор}$ = 0,48 см^3/г) обладали регулярной структурой мезопор.

Морфологию поверхности кремнезема изучали с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver P47 Pro (НТ-МДТ, Россия) методом АСМ в полуконтактном режиме (tapping mode) с использование кантилеверов NSG-01S с радиусом острия зонда 4,0 нм. Сканирование осуществляли в двух режимах: получения топографии поверхности и фазового контраста (ФК), позволяющего выявлять различия в составе и свойствах участков поверхности образца путем анализа вызываемых адгезионными взаимодействиями изменений фазового сдвига АЧХ кантилевера.

Вследствие слабого контраста (изменение положения зонда по вертикали при сканировании отдельных кремнийоксидных нанотрубок не превосходит 0,35 нм) и низкой прочности нанотрубок получить четкое топографическое изображение отдельной мезопоры кремнезема не удается. Однако на изображениях, полученных в режиме ФК удается выделить отдельные нанотрубки (рис. 1).

Обработка АСМ-изображения позволила экспериментально оценить размеры отдельных кремнийоксидных нанотрубок, составляющих МСМЧК: диаметр внутренний – 2,6 нм (совпадает с радиусом мезопоры, вычисленным из структурных характеристик кремнезема), диаметр внешний – 4,8 нм, толщина стенки нанотрубки – 1,1 нм.

Существенное повышение чувствительности АСМ при сканировании высокопористых твердых тел в режиме ФК связано, по-видимому, с особенностью взаимодействия острия зонда с различными участками поверхности образца (см. рис. 2). При сканировании ровных поверхностей, а также выступающих торцов трубчатых структур зонд взаимодействует с поверхностью своим острием (рис. 2, участок 1); площадь контакта зонда с материалом при этом практически неизменна и определяется прочностными характеристиками зонда и исследуемого материала.

При сканировании острием зонда поры можно выделить два участка поверхности с разным режимом взаимодействия:

- вблизи стенки поры зонд взаимодействует с материалом участком боковой поверхности острия зонда (рис. 2, участок 2);

- в центре поры зонд касается ее горловины со всех сторон, зона контакта зонда с материалом приобретает вид кольца (рис. 2, участок 3).

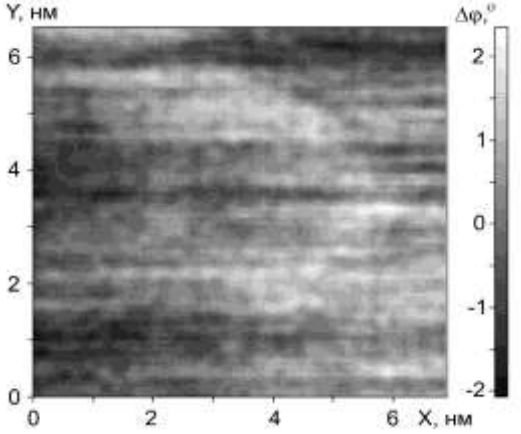


Рис. 1. – Изображение отдельной кремнеземной нанотрубки в режиме ФК

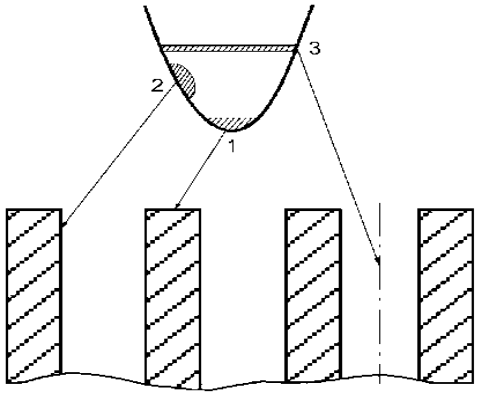


Рис. 2. – Контактные площадки при АСМ-исследовании высокопористых материалов.

Т.е., возможность наблюдения в режиме ФК границ отдельной мезопоры вызвана различиями в площади контакта зонда с поверхностью. Поскольку сдвиг фазы колебаний кантилевера и энергия взаимодействия зонда с исследуемой поверхностью связаны выражением [2]:

$$\sin\varphi = \frac{\omega A}{\omega_0 A_0} + \frac{QE_{PS}}{\pi k A_0 A}, \qquad (1)$$

(где φ – фазовый сдвиг; k – коэффициент жесткости кантилевера; Q – добротность кантилевера; A_0, A – возбуждаемая и рабочая амплитуды колебаний острия зонда; ω_0, ω – собственные частоты колебаний зонда в вакууме и в рабочей среде (воздух); E_{PS} – энергия взаимодействия зонда с поверхностью, величина которой, в случае гомогенного материала, определяется площадью контакта зонда АСМ с образцом), удалось оценить соотношение размеров контактных площадок зонда с образцом в ранее рассмотренных случаях (см. рис. 2) как $S_1 : S_2 : S_3 = 1 : 1{,}006 : 1{,}033$. А из анализа взаимодействия зонда с единичной нанотрубкой – рассчитать размеры контактных областей S_1, S_2 и S_3 (2,75 ; 2,77 и 2,84 нм^2 соответственно).

Поскольку S_1 соответствует площади контакта зонда и поверхности материала в контактной задаче теории упругости, то, определив силу воздействия зонда на поверхность кремнезема (F_{sc} = 89 нН), с учетом формы области контакта зонд-образец [3]:

$$S_1 = \pi n_1 n_2 \sqrt[3]{\frac{F_{sc}^2 R_{eff}^{\ 2}}{D^2}} \qquad (2)$$

(где R_{eff} - эффективный радиус зоны контакта острия зонда с поверхностью; n_1, n_2 – коэффициенты, характеризующие размеры полуосей эллиптической контактной площадки; D - эффективный модуль Юнга ($\frac{1}{D} = \frac{3}{4}\left(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}\right)$), рассчитываемый на основе модулей Юнга (E_i) и коэффициентов Пуассона (μ_i) контактирующих материалов), можно рассчитать прочность нанотрубки. Полагая, что коэффициент Пуассона нанотрубок близок к параметрам плавленого кварца или тонких кварцевых волокон (0,17 [4]) был определен модуль Юнга для кремнеземной нанотрубки, составляющей МСМЧК, величина которого (91,7 ГПа) сопоставима с характеристиками кристаллического кварца.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00214)

Литература

[1] Трофимова Е.Ю., Курдюков Д.А., Кукушкина Ю.А. и др. Синтез монодисперсных мезопористых сфер аморфного кремнезёма субмикронного размера // Физика и химия стекла. 2011. Т.37. № 4. С.510-517.

[2] Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. М.: Техносфера, 2009. 143 с.

[3] Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. М.: Наука, 1979. 560 с.

[4] Pabst W., Gregorová E. Elastic properties of silica polymorphs – a review // Ceramics-Silikáty. 2013. V.57. N 3. P.167-184.

****

МЕХАНИЧЕСКОЕ ДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНЫХ ТОКОВ НА ПРОВОДНИКИ

Троицкий О.А.[1], Сташенко В.И.[1],
Скворцов О. Б.[1,2]
[1]Россия, Институт машиноведения им.А.А.Благонравова РАН, E-mail: oatroitsky@rambler.ru
[2]НТЦ «Завод балансировочных машин», E-mail: skv@balansmash.ru

MECHANICAL ACTION OF PULSE CURRENTS ON CONDUCTORS

Troitsky Oleg Alexandrovich, Stashenko Vladimir Ivanovich, Skvortsov Oleg Borisovich

Annotation. The impulse current in the conductor causes dynamic deformation of the sample material. The mechanical action of the current can be estimated from the magnitude of the vibroacoustic process. The amplitude of the oscillations can be estimated from the range of accelerations of the surface layers of the sample. Measurement of vibration and current magnitude is proposed to be controlled by three-component piezoelectric accelerometers and non-contact magnetic field sensors.

Воздействие импульсного тока на металлы связано не только в выделением тепла и нагревом материала, но и сопровождается механическими деформациями не связанными с простым тепловым расширением материала [1,2]. Среди ряда явлений [3-6], связанных с действием импульсного тока на проводники, наиболее простое объяснение связано с действием пинч-эффекта, который проявляется для всех видов металлов и сплавов и находит практическое применение при электропластической обработке [1,2].

На рис.1 приведен пример образца и размещение на нем датчика вибрации AP20 и бесконтактного датчика магнитного поля. Измерение магнитного поля позволяет синхронно записать сигналы вибрации и значение магнитной индукции, измеряемое датчиком Холла DBMF, и пропорциональное мгновенным значениям тока через образец.

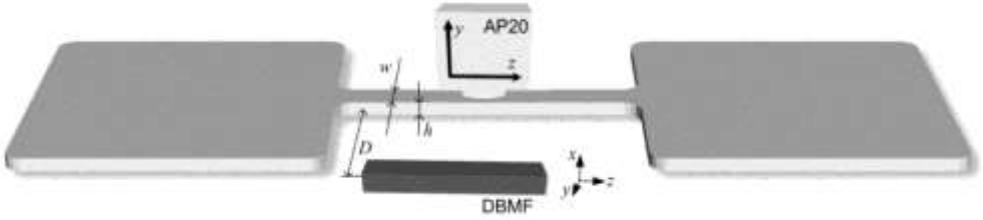


Рис.1.

При испытании материалов в качестве характеристик сигнала ускорения и магнитной индукции B можно использовать как оценки среднего квадратичного значения (СКЗ), так и оценки амплитудных значений или размаха. На рис.2 приведены результаты измерения зависимости (a) размаха ускорений от длительности импульса тока и зависимости (b) СКЗ ускорения ($acceleration_{RMS}$) от размаха магнитной индукции $B_{pik\text{-}pik}$.

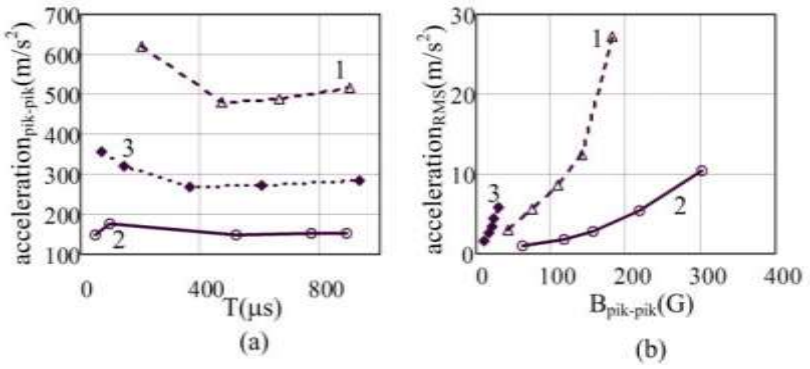


Рис.2. Материал образца: 1- латунь, 2 – медь; 3 – нержавеющая сталь.

Представленные результаты показывают, что всех материалов характерно наличие увеличение размаха колебаний при относительно малых длительностях импульсов, что определяется сложением затухающих колебательных процессов, генерируемых в моменты соответствующие фронту и спаду импульса тока [7,8].

Другая особенность состоит в большом значении пик-фактора для получаемых виброакстических процессов, т.е. экстремальные значения ускорения и их средние оценки могут отличаться в десятки раз. Это может при сравнительно небольшой средней энергии колебательных процессов, сопровождаться кратковременными большими динамическими увеличениями динамических нагрузок, которые могут способствовать зарождению дефектов в материалах испытываемых образцов.

Представленные данные подтверждают, ранее полученные для круглых образцов результаты исследования действия импульсных токов [9]. Предложенные параметры контроля виброакустического отклика материала образца на токовые воздействия могут быть использованы для исследований прочностных свойств материалов [10].

Литература

1. Троицкий О.А., Сташенко В.И. и Скворцов О Б. Влияние материала образцов, длительности импульсов и амплитуды тока на величину собственного магнитного поля тока и вибрацию круглых образцов от пинч действия тока. Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии, 2016, 3(317). 187-194.

2.Троицкий О.А., Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом. Изв. АН СССР, сер. Физическая, 1977, № 6 , 118 – 122.

3.Potapova A.A., Stolyarov V.V. (2013) Deformability and structural features of shape memory tini alloys processed by rolling with current. Materials science and engineering: A, V. 579, 114-117.

4.Батаронов И.Л. Механизмы электропластичностию Соросовский образовательный журнал, 1999, № 10, 93.

5.Surkaev L. Magnetohydrodynamic perturbations arising in metallic conductors under the action of the discharge current. Technical Physics, 2015, 60, № 7, 981.

6.Skal A.S. The full Lorentz force formula reposible for turbulence in solids and fluids and explained Faraday's paradox. International Journal of Scientific & Engineering Research, 2013, 4, Issue 2, February, 10.

7.Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Измерение магнитного поля и вибраций, созданных им в проводниках за счет пинч-эффекта. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016, Том 21, выпуск 3. 1361-1363.

8.Троицкий О.А., Сташенко В.И. и Скворцов О Б. Формирование механических колебаний в металлических образцах с использованием пинч-эффекта. Пятая международная школа-семинар «Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей», НИЯУ «МИФИ». 2016, С.82-83.

9.Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Динамические деформации в металлических образцах при пропускании импульсов тока. Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-й научный семинар. М.: НИЯУ МИФИ. 2017. С.45-47.

10.Троицкий О.А., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Статистические методы анализа виброакустических процессов в металлических образцах при пропускании импульсных токов. Перспективные технологии консолидации материалов с применением электромагнитных полей. 6-й научный семинар. М.: НИЯУ МИФИ. 2017. С.59-60.

****

ДИЛАТОМЕТРИЯ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Фаррахов Б.Ф., Фаттахов Я.В., Галяутдинов М.Ф., Степанов А.Л.
Россия, ФГБУН Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского КазНЦ РАН, bulat_f@mail.ru

B.F. Farrakhov, Ya.V. Fattakhov, M.F. Galyautdinov, A.L. Stepanov

Results of measurement of linear coefficient of thermal expansion of polymethylmethacrylate in temperature range from -194°C to 0°C were presented. For dilatometry investigation the optical diffraction method was used.

Эксперимент

Возможность применения ПММА в условиях экстремально низких температур (например: в открытом космосе, в криогенных установках, в лабораторных экспериментах и т.д.) обуславливает актуальность дилатометрического изучения $\alpha(T)$ ПММА при температурах ниже 0°C. С целью исследования зависимости $\alpha(T)$ ПММА при отрицательных температурах до -194°C, в настоящей работе была использована методика оптической дифракции [1,2].

В качестве исследуемого материала была использована пластина ПММА толщиной 2 мм. Из пластины вырезались образцы с шириной 5 мм и длиной 10 мм, для использовании их в эксперименте с криостатом. На одной поверхности каждого из образцов создавалась фазовая ДР методом реплики с периодом 4 мкм (Рис. 1а).

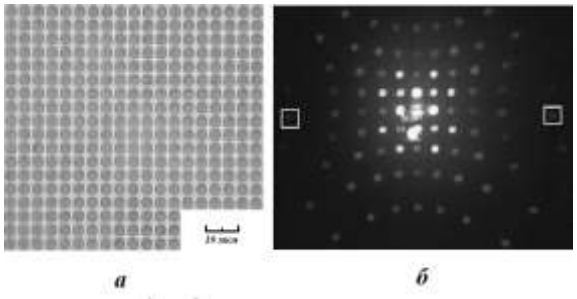


Рис. 1. Микрофотография ДР на поверхности ПММА, полученная интерференционным микроскопом МИИ-4 (а). Дифракционная картина, наблюдаемая на контрольном экране при зондировании образца ПММА He-Ne лазером на длине волны 0.6328 мкм на отражение. Прямоугольниками выделены пятые дифракционные максимумы.

Схема экспериментальной установки представлена на рис. 2. Охлаждение образца ПММА (1) прикрепленного к медному держателю (2), проводилось жидким азотом в специальной вакуумной камере (3) с прозрачными окнами для обеспечения возможности зондирования и регистрации определенных симметричных дифракционных максимумов при лазерном облучении. Образец помещался в вакуумную камеру для предотвращения возникновения конденсата и образования льда на его поверхности.

Температура образца контролировалась термопарой (4). Оптическое зондирование ПММА с ДР производилось на отражение He-Ne лазером ЛГН-111 (5) на длине волны λ=0.6328 мкм. Два симметричных дифракционных максимума 5-го порядка с помощью зеркал (6) совмещались на контрольном экране (7). Расстояние оптического пути от поверхности образца до экрана L составляло 1.4 м. В процессе постепенного охлаждения образца, происходило уменьшение периода ДР и, соответственно, смещение положения дифракционных пучков на экране друг относительно друга. Смещение регистрировалось цифровой камерой Exilim ex-f1 (8) через каждые 20°C изменения температуры образца. По изменению расстояния между положениями дифракционных максимумов (Δx) 5-го порядка на контрольном экране и показаниям термопары определялась $\alpha(T)$.

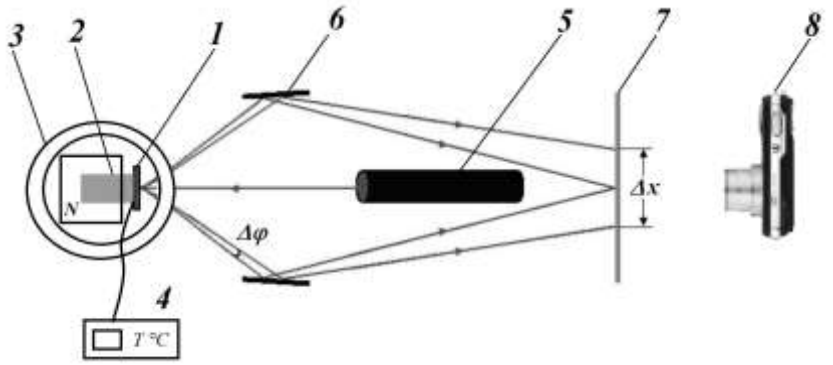


Рис. 2. Схема экспериментальной установки для исследования $\alpha(T)$ ПММА. 1- образец с ДР, 2- медный держатель образца, 3- вакуумная камера, 4- термопара, 5- He-Ne лазер, 6- зеркало, 7- контрольный экран, 8- цифровая фотокамера. *Δx*- расстояние смещения симметричных дифракционных максимумов пятого порядка друг относительно друга на контрольном экране.

Результаты и обсуждение

На рис. 3а показаны фотоснимки, на которых наблюдается смещение положения максимумов ДР на контрольном экране, и соответствующие этим смещениям значения температур для ПММА с ДР, по которым определялась зависимость $\alpha(T)$. Зависимость $\alpha(T)$ в температурном диапазоне от -194°C до 0°C, полученная из выражения (6), представлена на рис. 3б. Как видно из рисунка, график имеет линейный характер, т.е. с уменьшением температуры образец ПММА сжимается.

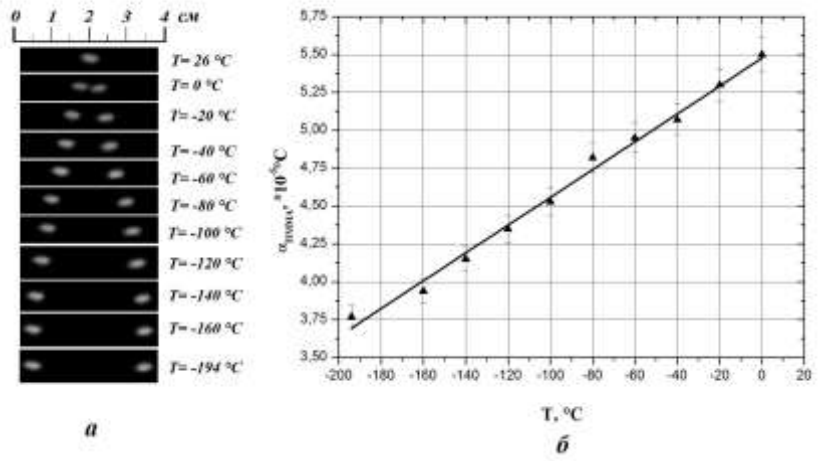


Рис 3. Фотоснимки, демонстрирующие смещения дифракционных максимумов 5-го порядка на контрольном экране (а), график $\alpha(T,°C)$ ПММА (б).

Полученный линейный график (рис. 3) можно описать функцией (2):

$$\alpha(T) = 5.47 \times 10^{-5} + (0.92 \times 10^{-7}) \times T°C \qquad (2)$$

Установлено, что в температурном диапазоне от -194°C до 0°C значения $\alpha(T)$ ПММА изменяется по линейному закону. Полученные результаты измерения $\alpha(T)$ ПММА методом оптической дифракции показывают принципиальную возможность измерения $\alpha(T)$ твердых тел (полимеров) при низких температурах. Работа поддержана грантом РФФИ № 15-48-02525_поволжье.

Литература

1. *Магунов А.Н.* Лазерная термометрия твердых тел. М.: Физматлит, 2001. 224 с.

2. *Галяутдинов М.Ф., Фаррахов Б.Ф., Фаттахов Я.В., Захаров М.В.* // Опт. и спектр. 2009. Т. 107. №4. С. 675.

****

АКУСТИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕРЖНЕЙ

Чуканов А.Н.[1], Яковенко А.А.[2], Леонтьев И.М.[3]
[1]Россия, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого
[3]Россия, Тульский государственный университет
[2]Россия, ООО «Металлург-Туламаш»
alexchukanov@yandex.ru

ACOUSTIC DIAGNOSTICS OF DAMAGE OF THE METAL RODS

Chukanov A. N., Yakovenko A. A., Leont'ev I. M.

The possibility of applying the acoustic method of free oscillations to the diagnosis of damage of the metal rods. The article discusses the results of calculations of vibrational frequencies of defective and non-defective rods. The method of determination of a defect in the rod on the analysis of its natural frequencies.

Введение.

Для обеспечения надежности функционирования промышленного оборудования и потенциально опасных строительных сооружений и конструкций ведется поиск новых технологий неразрушающего контроля для эксплуатации техники по реальному техническому состоянию. Среди них широкое распространение для определения физико-механических свойств материалов и изделий получили методы контроля, базирующиеся на измерении частот собственных колебаний объектов. Они основаны на зависимостях между упругими константами материала изделия и его механическими свойствами (твердость, пористость, прочность [1,2]). На практике интерес представляют колебания металлических стержней из конструкционных сталей при различном их закреплении. В ходе развития в них дефектов поврежденности при эксплуатации частоты их собственных колебаний изменяются. Это предполагается использовать для диагностики изделий.

Свободные колебания стержней описывают дифференциальными уравнением четвертой степени. Частоты колебаний определяются по этим уравнениям с достаточной точностью только для низших форм колебаний. Физико-механические свойства материала стержня обычно характеризуются модулями нормальной и сдвиговой упругости E и G. Появление и эволюция повреждений в стержне делает эти величины переменными во времени. При использовании переменных во времени коэффициентов аналитическое решение указанных уравнений становится невозможным. Классические методы, предполагающие строгое теоретическое обоснование, с успехом могут быть использованы лишь для ограниченного класса задач и особых условий нагрузки.

Материал и методика.

В ходе эксплуатации дефект поврежденности может развиваться стохастически в объеме объекта. В данной работе для диагностики степени поврежденности стержня определяли частоты его колебаний при разном креплении и геометрии, локализации трещины. Объектом исследований являлись цилиндрические (D=8,0 мм, l= 200 мм) стержни из низкоуглеродистых конструкционных сталей (Ст5, 35ГС, 08Г2С). Для достижения поставленной цели использовали метод определения собственной частоты колебаний стержня, содержащего дефекты поврежденности в виде несплошностей (концентраторов). Измерения проводили на установке ИДСМ (изгибные колебания) по методике ГОСТ 25156-82 [3-5]. Определяли сдвиг частот и изменение форм колебаний при наличии несплошностей в стержне в поперечном направлении. Дефекты имитировали разрезами различной формы со свободными краями. Расчеты проводили при помощи оригинального программного обеспечения [6,7].

Результаты экспериментов.

Свободные колебания в исследуемых стержнях создавали путем возбуждения изгибных колебаний (установка ИДСМ), а также введением калиброванного УЗ импульса (источник Су-Нильсена) в центре стержня. При проведении экспериментов контроль постоянства параметров осуществляли многократным повторением измерений акустических характеристик стержня при неизменных условиях измерений. Исследуемый стержень подвешивался на подвесах. В стержне создавали изгибные колебания или вводили калиброванный электромеханический импульс. Приемник (датчик или микрофон со специализированной платой) фиксировал колебания изделия, которые передавались посредством АЦП в ПЭВМ. Из записанного сигнала формировали спектр,

который сравнивали с эталонным спектром, сформированным по результатам экспериментов с бездефектными стержнями.

Анализ результатов эксперимента.

Использование численных методов для определения спектра собственных частот изделия позволяет моделировать дефекты различного местоположения и протяженности. Характер изменения спектра собственных частот контролируемого изделия зависел от размера дефекта и его локализации. Для оценки состояния контролируемого объекта анализировали полный спектр собственных частот с применения компьютерной программы. В качестве критерия сравнения служил коэффициент корреляции спектров. В целях проверки работоспособности выбранного критерия сравнения спектров в предварительных экспериментах программно сгенерировали амплитудно-временные сигналы по разработанным математическим моделям колебаний стержней (спектры бездефектного (амплитуды гармоник 20-40 дБ) и дефектного стержней с дефектами размером от 0,1 мм до 1 мм).

Для определения изменения коэффициента корреляции спектров при варьировании размера дефекта в стержне проводили измерения спектров стержней с дефектами в виде концентратора глубиной 0,1; 0,25; 0,5; 1,0; 2,0 мм в средней части стержня, что составляло соответственно 1,25; 3,1; 6,25; 12,59; 25 % от диаметра стержня. С каждым видом дефекта проводили по десять измерений акустических характеристик, реализуя следующий алгоритм. Формировали эталонный спектр по десяти спектрам бездефектного стержня. По результатам сравнения параметров эталонного спектра и спектров бездефектного стержня определялись доверительные интервалы с уровнем значимости p=0,95. С полученным эталоном сравнивались усредненные спектры стержней с разной глубиной концентратора.

Заключение. Установлено, что наличие дефектов поврежденности в стрежнях из изученных сталей приводит к изменению их спектра частот колебаний. Величина частотного сдвига зависит от размера и локализации дефекта в объекте. При наличии дефекта в области «пучности» колебаний, частотный сдвиг имеет максимальную для данного размера дефекта величину. Наличие дефекта в «узле» колебаний не приводит к частотному сдвигу. Выявили зависимость частотного спектра изделия от ориентации дефекта относительно подвеса.

Выводы. 1. Результаты моделирования колебаний стержней с дефектами позволили фиксировать наличие указанных дефектов по анализу частотного спектра колебаний. 2. Сравнение спектров колебаний стержней по коэффициенту корреляции, позволяет фиксировать дефекты поврежденности площадью 1-2 % от площади поперечного сечения стержня. 3. Использование метода свободных колебаний в комплексе с ЭВМ для моделирования наблюдаемых спектров изделий типа стержней и последующего их анализа позволяет рекомендовать этот метод для проведения экспресс - контроля поврежденности и прогнозирования остаточного ресурса изделий.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по проекту № 11.6682.2017/8.9.

Список литературы

1. Ланге Ю.В. Акустические низкочастотные методы неразрушающего контроля многослойных конструкций. М.: Машиностроение, 1991. - 272 с.

2. Алешин Н.П, Белый В.Е., Вопилкин А.Х. и др. Методы акустического контроля металлов. М.: Машиностроение, 1989.- 456 с.

3. МИ 1699-87. Определение и оценка достоверности данных по внутреннему рассеянию энергии (демпфирующей способности) металлов и сплавов // Левин Д.М., Гончаренко И.А., Головин С.А. и др.- М.: Госстандарт.- 1988. - 13 с.

4. МИ 668-84. Методические указания. Оценка достоверности данных о модулях упругости металлов и сплавов.- М.: Изд-во стандартов, 1985.- 17 с.

5. Chukanov A.N., Levin D.M., Yakovenko A.A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys// Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011,Vol. 75, No 10, pp. 1340-1344.

6. Зелевинский А.К., Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Программа управления процессом измерения внутреннего трения и модуля упругости// Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ.- Роспатент, № 2012613659.

6. Чуканов А.Н. Точность определения модуля нормальной упругости // Проблемы качества и эффективности использования металла в машиностроении ТПИ - Тула 1982.-С.169 – 172.

****

АВТОМАТИЗАЦИЯ ИЗМЕРЕНИЙ СПЕКТРАЛЬНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ДИНАМИЧЕСКОГО МОДУЛЯ УПРУГОСТИ И ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Чуканов А.Н., Сергеев А.Н., Леонтьев И.М.
Россия. Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого
alexchukanov@yandex.ru

AUTOMATION OF MEASUREMENTS OF SPECTRAL DEPENDENCES OF THE DYNAMIC MODULUS AND INTERNAL FRICTION

Chukanov A. N., Sergeev A. N., Leont'ev I. M.

The proposed method of automation of measurements of the resonant frequency of the system when fixing the spectral dependency of the dynamic elastic modulus (EM) and internal friction (IF). The basis of this method is spectral graph – a graph of the amplitude-frequency dependence. It is formed on the basis of the reference frequency spectrum obtained after passage of the probing signal through the sample. The maximum spectral chart is determined by the resonant frequency of the system.

Введение. Распространенными методами измерения динамического модуля упругости (МУ) и внутреннего трения (ВТ) металлов являются акустические методы. Они основываются на анализе прохождения волн звуковой частоты через образец. Наибольший интерес представляет определение собственной частоты образца (частоты резонанса системы, основной частью которой является образец). Она служит базой для измерения МУ, ВТ и анализа физических явлений, развивающихся в образце. Автоматизация измерений собственной частоты колебаний образца является одной из главных задач, стоящих перед экспериментаторами. Существуют два основных способа её определения. Первый - основан на анализе «пропускной способности» материала в диапазонах различных частот. Через образец проходит сигнал с набором частот определенного диапазона, в котором наиболее вероятна собственная частота. Резонансную частоту определяют по максимуму амплитуды выходного сигнала. Недостатки первого способа. 1) Его сложность (громоздкость). Для фиксации собственной (резонансной) частоты образца выполняют множество итераций подстройки частоты. Каждая итерация требует определенного времени. Общее время измерения существенно возрастает. Кроме того, измерения МУ и ВТ, зачастую, необходимо производить при различных температурах. Их фиксация также требует определенного времени. 2) Точность определения текущей частоты образца зависит от шага подстройки частоты генератора сигнала. При слишком большом шаге можно «пропустить» собственную частоту или фиксировать ложный максимум. 3) Сложность реализации в автоматическом режиме. Требуется следить за множеством параметров. При измерении температурных зависимостей МУ и ВТ - каждое определение частоты должно происходить при определенной температуре. Вместе с высокодобротным генератором, имеющим малый шаг перестройки частоты, в установке должен присутствовать высокоточный терморегулятор, способный поддерживать заданную температуру с малым допустимым отклонением продолжительное время. Указанные недостатки делают этот метод малопривлекательным для реализации. Второй способ определения собственной частоты основан на автогенерации колебаний самим образцом. Используют автогенератор, задающим элементом которого является сам образец. После установления колебаний, образец генерирует собственную резонансную частоту. Данный способ лишен главного недостатка предыдущего - его громоздкости. Теперь достаточно возбудить образец при каждой температуре измерения, фиксировать появление стабильных колебаний собственной частоты и произвести измерение. Недостатки второго способа. 1) Невозможность измерения нескольких резонансных максимумов (система войдет в режим генерации колебаний (собственной частоты) только на одной частоте. 2) Влияние элементов измерительной системы на результат измерения. Элементы системы создают наводки в резонансную частоту образца и отследить их невозможно. Частота собственных колебаний при измерении смещается от истинной на величину погрешности, вносимую системой. 3) Узкий диапазон измерения. При измерениях широких частотных диапазонов необходимо перестраивать компоненты системы (фильтры НЧ, ВЧ, усилители и т.п.). Однако, современная элементная база и компьютерные системы позволяют преодолеть этот недостаток.

Недостатком, свойственным обоим методам измерения, является их ограниченность. Ни один из них не способен представить картину поведения материала в достаточно широкой полосе частот.

Картина откликов материала образца на различных частотах может служить дополнительным источником информации о его состоянии. Одним из путей устранения указанных недостатков является автоматизация спектрального анализа сигнала, полученного от образца. Цель работы: разработка основ методики измерения ВТ материалов на базе спектральный анализ сигнала, полученного от образца.

Решение задачи. Спектр - это распределение значений физической величины (энергии, частоты, массы). В данном случае - это распределение амплитуды по частоте. Суть предлагаемого метода в следующем. Через исследуемый образец пропускают зондирующий сигнал широкого спектра частот. Фиксируют спектр сигнала, принятого с образца, и формируют спектральную диаграмму - график амплитудно-частотной зависимости (АЧХ). По максимуму АЧХ определяют резонансную частоту системы. Существует математический аппарат для определения и достоверного вычисления МУ и ВТ по ширине резонансного пика [1-3]. Получаемые расчетные значения ВТ: $Q^{-1} = \frac{\Delta\omega_{0,7}}{P}$ и $Q^{-1} = \frac{\Delta\omega_{0,5}}{\sqrt{3}P}$.Оценку ведут по ширине резонансного пика на уровне 0,7 и 0,5 его высоты (Р – собственная частота колебаний системы). Поведение образца исследуют в достаточно широкой полосе частот. Воздействовать на образец должен широкополосный сигнал. Определяют импульсную характеристику системы - ответ на широкополосное внешнее воздействие.

Из теории сигналов [4] известно, что ширина спектра импульса обратно пропорциональна его продолжительности. Таким образом, выбирая продолжительность сигнала, мы можем выбирать, в какой полосе частот проводить исследования.

$$\hat{f}(\omega) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} f(x) e^{-ix\omega} dx.$$

Для получения спектра сигнала необходимо использовать преобразование Фурье. Его применяют к временной зависимости сигнала полученной с образца. Интегральное преобразование Фурье имеет видгде f(x) –функция сигнала от времени.

$$\hat{f}(\omega) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} f(x) e^{-ix\omega} dx.$$

Не возможно представить математическую зависимость сигнала с образца от времени. Для данного измерения необходима упрощенная форма преобразования Фурье. Оно позволяет находить спектр дискретной последовательности выборок исходного сигнала. Необходимо разделить принятый сигнал на конечное число отсчетов и произвести над полученным массивом дискретное преобразование Фурье (ДПФ). В результате получают дискретный спектр сигнала, который даст информацию о собственной частоте образца. ДПФ имеет вид:

$$X_k = \sum_{n=0}^{N-1} x_n e^{-\frac{2\pi i}{N} kn} \qquad k = 0, \ldots, N-1$$

где N - количество значений сигнала, измеренных за период, а также количество компонент разложения; $x_n, \quad n = 0, \ldots, N-1,$ - измеренные значения сигнала (в дискретных временных точках с номерами $n = 0, \ldots, N-1$, которые являются входными данными для прямого преобразования и выходными для обратного; $X_k, \quad k = 0, \ldots, N-1,$ — N комплексных амплитуд синусоидальных сигналов, формирующих исходный сигнал; являются выходными данными для прямого преобразования и входными для обратного. Поскольку амплитуды комплексные, то по ним можно вычислить одновременно и амплитуду и фазу k/T, (где k - частота k-го сигнала, равная, T - период времени, в течение которого получали входные данные). Таким образом, с помощью импульсного сигнала и дискретного преобразования Фурье можно проводить измерения спектров МУ и ВТ в автоматическом режиме на всем диапазоне температур, получая для каждой из которых спектральную диаграмму частотной характеристики исследуемого образца.

Выводы. Предложенный метод автоматизированного измерения МУ и ВТ информативнее описанных, поскольку представляет при реализации большой поток информации, полезной для исследований МУ и ВТ металлов. Использование автоматизированного спектрального анализа при измерении МУ и ВТ может фиксировать новые физические явления в металлах.

Литература

1. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях: справочник/ М.С. Блантер, Ю. В. Пигузов, Г.М. Ашмарин. - М: Металлургия, 1991. - 248с.

2. МИ 1699-87. Определение и оценка достоверности данных по внутреннему рассеянию энергии (демпфирующей способности) металлов и сплавов // Левин Д.М., Гончаренко И.А., Головин С.А. и др.- М.: Госстандарт.- 1988. - 13 с.

3. МИ 668-84. Методические указания. Оценка достоверности данных о модулях упругости металлов и сплавов.- М.: Изд-во стандартов, 1985.- 17 с.

4. Радиотехнические цепи и сигналы / С. И. Баскаков – Изд. третье, переработанное и дополненное – М.: Высшая школа, 2000 г. – 462с.

****

УСТАНОВКА ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ В ИССЛЕДОВАНИИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ SI-B-C-N

Шаяпов В.Р., Румянцев Ю.М., Меренков И.С.

ИНХ СО РАН, пр. Акад. Лаврентьева, 3, г. Новосибирск, 630090, Россия

shayapov@niic.nsc.ru

APPARATUS FOR ABRASION WEAR TESTING AND ITS APPLICATION IN RESEARCH OF SI-B-C-N SYSTEM COATINGS

V. R. Shayapov, Yu. M. Rumyantsev, I. S. Merenkov

An apparatus for abrasion wear testing is presented. It contains a gas flow source, solenoid valves, controlled by a multichannel programmable timer, a digital gas flow controller, a mixing unit with abrasive powder and nozzle. The apparatus proved to be very effective and reproducible for gas-abrasion resistance testing of coatings. The results of the application of the apparatus in the investigation of Si-B-C-N system coatings (carbonitrides SiC_xN_y, BC_xN_y, quaternary $SiB_xC_yN_z$ compounds) are shown.

Изучение газоабразивной эрозии под действием ударов твердых частиц необходимо при разработке новых покрытий, ориентированных на применение в изделиях, работающих в газовых потоках, содержащих взвешенные твердые частицы. В частности, проблемы абразивной износостойкости традиционно актуальны в нефтегазовой промышленности и технологии оптических покрытий [1, 2]. В настоящее время рассматриваются проекты создания солнечных электростанций, работающих в пустынях [3].

В исследовании газоабразивной износостойкости существенное значение имеет техническая реализация устройства, предназначенного для испытаний материалов. Варианты технических решений представлены во многих работах, опубликованных в ведущих международных журналах [4-6]. В основном, предлагаемые установки основаны на струйном методе: газоабразивный поток выходит из сопла с заданной скоростью и бомбардирует образец под определенным углом атаки. В данной работе была построена установка для газоабразивных испытаний (рис. 1), содержащая источник газового потока (баллон, газовая магистраль) 1, электромагнитные клапаны 2 и 4, управляемые многоканальным программируемым таймером, цифровой регулятор расхода газа (Horiba SEC-E50, Япония, расход до 30 ст. л/мин) 3, блок смешения 5, содержащий емкость с абразивом и сопло. Газовый поток входит в блок смешения и увлекает абразивный порошок (частицы Al_2O_3, средний размер 50 мкм) за счет явления эжекции, затем через сопло диаметром 0,5 мм газоабразивная смесь поступает на образец 6 под заданным углом атаки α. Электромагнитные клапаны позволяют мгновенно прервать поток через заданное время по сигналу таймера. Установка оказалась весьма эффективной и позволила получить воспроизводимые результаты при испытании на газоабразивную износостойкость покрытий различного состава. Она в перспективе станет основой для испытаний покрытий в газоабразивном потоке при условиях, приближенных к реальным условиям изнашивания [1].

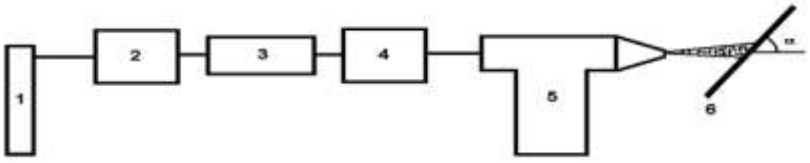


Рис. 1. Установка для испытаний на газоабразивное изнашивание.

Показаны результаты применения данной установки в исследовании покрытий системы Si-B-C-N (карбонитридов SiC_xN_y, BC_xN_y, четверных соединений $SiB_xC_yN_z$), полученных методом химического осаждения из паров сложных элементорганических соединений. Выявлены корреляции абразивной износостойкости, угла атаки и твердости покрытий. Проведена качественная оценка газоабразивного износа по изображениям оптической и электронной микроскопии, а также рассмотрены количественные критерии износа, такие как потеря массы покрытия, величина увеличения шероховатости, уменьшение коэффициента зеркального отражения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента РФ № МК-7650.2016.8.

Литература

[1] Бирюков В.И., Виноградов В.Н., Мартиросян М.М., Михайлычев В.Н. Абразивное изнашивание газопромыслового оборудования. М.: Недра, 1977. 207 с.

[2] Niederwald H., Laux S., Kennedy M., Schallenberg U., Duparré A., Mertin M., Kaiser N., Ristau D // Appl. Opt. 1999. V. 38. P. 3610-3613.

[3] Energy from the Desert: Feasability of Very Large Scale Photovoltaic Power Generation (VLS-PV) Systems. Ed. by K. Kurokawa. New-York: Earthscan, 2013. 193 p.

[4] Borawski B., Singh J., Todd J.A., Wolfe D.E. // Wear. 2011. V. 271. P. 2782-2792.

[5] Jianxin D., Junlong S. // Int. J. Refract. Metals Hard Mater. 2008. V. 26. P. 128-134.

[6] Deng T., Bingley M.S., Bradly M.S.A. // Wear. 2009. V. 267. P. 2132-2140.

****

КОМПЬЮТЕРНАЯ 3D-МИКРОСКОПИЯ – НЕРАЗРУШАЮЩИЙ МЕТОД ВИЗУАЛИЗАЦИИ ТРЕХМЕРНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ

Григоров И.Г., Богданова Е.А., Широкова А.Г., Скачков В.М., Сабирзянов Н.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: chemi4@rambler.ru

COMPUTER 3D-MICROSCOPY AS A NONDESTRUCTIVE METHOD OF IMAGING A THREE-DIMENSIONAL MICROSTRUCTURE

I.G. Grigorov, E.A. Bogdanova, A.G. Shirokova, V.M. Skachkov, N.A. Sabirzyanov

SEM-images of highly porous honeycomb materials (HPHM) were obtained. Shown the usefulness of computer 3D-microscopy as a nondestructive method of imaging a three-dimensional microstructure for screening HPHM.

В последние годы для изучения особенностей рельефа поверхности и отображения трехмерной пространственной структуры материалов адаптированы различные методы микроскопии, в частности атомно-силовой микроскопии (АСМ). Целью настоящего исследования явилось изучение возможностей сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) при исследовании пространственной структуры композиционных материалов, получение и обработка изображений трехмерного пористого микрорельефа. Сканирующий электронный микроскоп JSM JEOL 6390LA предусматривает формирование 2D-изображения «псевдорельефа» поверхности в режиме регистрации отраженных электронов. В работе предлагается неразрушающий способ визуализации трехмерной микроструктуры [1], согласно которому, сочетание различных комбинаций сигналов, регистрируемых тремя полупроводниковыми детекторами, позволяет получить композиционное, топографическое и общее изображение рельефа поверхности. Расширить возможности СЭМ удается за счет применения дополнительных функций: функция 2/3 (Create 3D by 2D) программы Scan Master, преобразует изображение «псевдорельефа» в 3D-изображение поверхности, а вариант топографического контраста используют при формировании изображения излома. Предлагаемый авторами способ был апробирован на высокопористых ячеистых материалах [2-4] и позволил оценить полноту и равномерность нанесенного покрытия (рис. 1).

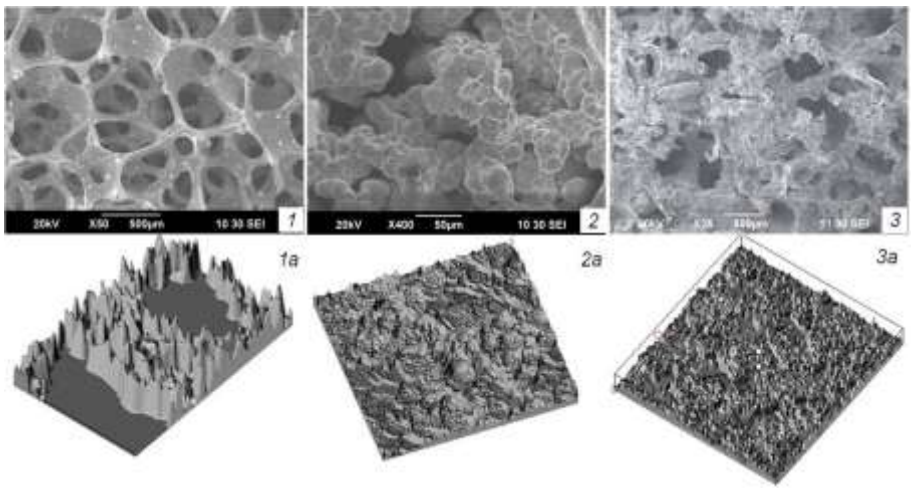


Рис. 1. Исходные СЭМ-изображения: 1 – Ni; 2 – NiTi [2]; 3 – NiTi с биоактивным покрытием [3] и сформированная предлагаемым методом топография поверхности (а) соответствующих образцов

Следует отметить, что предлагаемый способ формирования трехмерного изображения методом сканирующей 3D-микроскопии не позволяет получить абсолютно точное трехмерное изображение поверхности образца, но в определенном приближении предоставляет достоверную цифровую информацию об ее пространственных параметрах.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-29-04868.

Литература

1.Григоров И.Г., Зайнулин Ю.Г., Ромашев Л.Н., Устинов В.В. Патент РФ № 2419089, 2011.
2.Борисов С.В., Шепатковский О.П., Тарасов В.В. и др. Патент РФ № 2465018, 2012.
3.Борисов С.В., Богданова Е.А., Григоров И.Г. и др. Патент РФ № 2541174. 2014.
4.Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М. и др. Патент РФ № 2599039. 2016.

****

ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ ИЗЛОМОВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ.

Григоров И.Г., Зайнулин Ю.Г.
Россия, ФГБУН Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: grigorov@ihim.uran.ru

FRACTAL ANALYSIS OF THE SURFACE FRACTURES OF METAL-CERAMIC HARD ALLOYS.

Grigorov I.G., Zaynulin U.G.

The data on the fractal dimension of the Palmqvist cracks and 3D images of fracture surface of alloy KNT3. 2D and 3D images of fractures and microcracks of Palmqvist obtained on a JSM 6390 LA.

Тенденция развития механики композиционных и дисперсных материалов привела к формированию нового научного направления – структурной механики. Причиной потребности в разработке подходов для математического описания структуры дисперсных и композиционных материалов стала необходимость в упрощении анализа структуры и улучшении метрологических методик, а также, в повышении информативности и оперативности измерений, создании теоретических предпосылок для универсализации и автоматизации процесса исследований материалов в целом. Фрактальные измерения в отличие от физических или технических измерений производятся с целью осуществления количественной оценки морфологии структуры, например, ее масштабной инвариантности (скейлинга) или самоподобия относительно геометрии формы. Так, например, фрактальная размерность изображения микротрещины Палмквиста может являться мерой отклонения ее распространения от прямой линии (рис. 1).

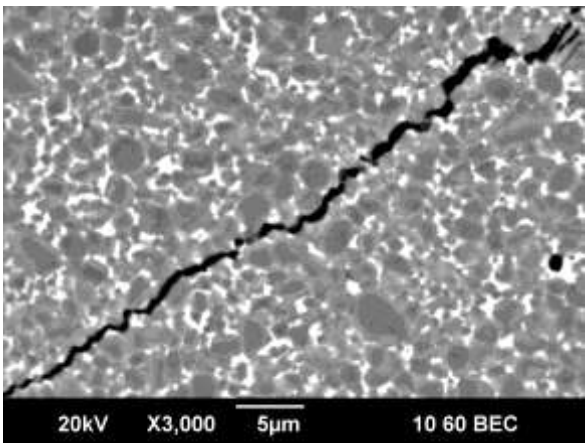


Рис. 1. Изображение профиля микротрещин Палмквиста. КНТ12. JSM JEOL 6390 LA.

В работе [1] приведена методика определения фрактальной размерности изображения профиля микротрещин Палмквиста в зависимости от микроструктуры сплава. Для этих целей в ООО «ГИ-СКАН» (г. Екатеринбург) разработана программа Grider (рис. 2).

В настоящей работе проанализированы изломы твердых сплавов на основе карбонитрида титана марки КНТ3, КНТ7 и КНТ12, где цифра в названии марки сплава соответствует объемному содержанию никель-молибденовой связующей фазы [2], а также сделана попытка определить фрактальную размерность их поверхности, образующихся при испытании указанных сплавов на прочность методом трехточечного изгиба (рис. 3). 2D и 3D изображения изломов получены на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM 6390 LA.

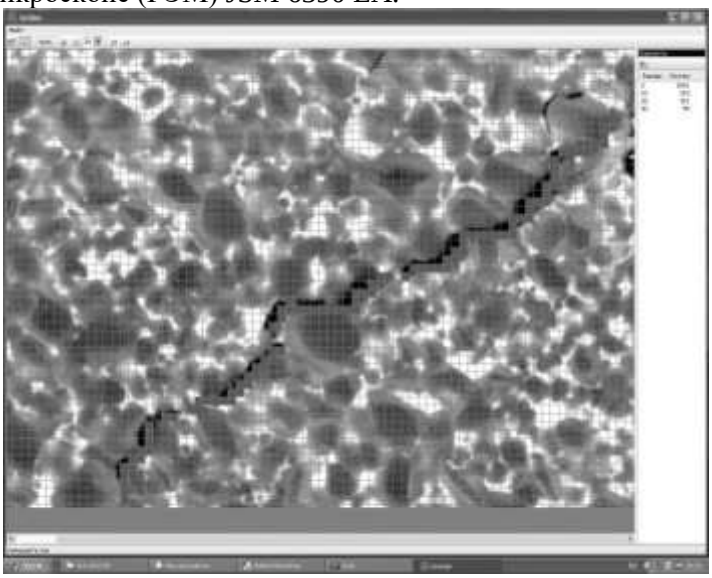


Рис. 2. Вид интерфейса программы Grider. КНТ12.

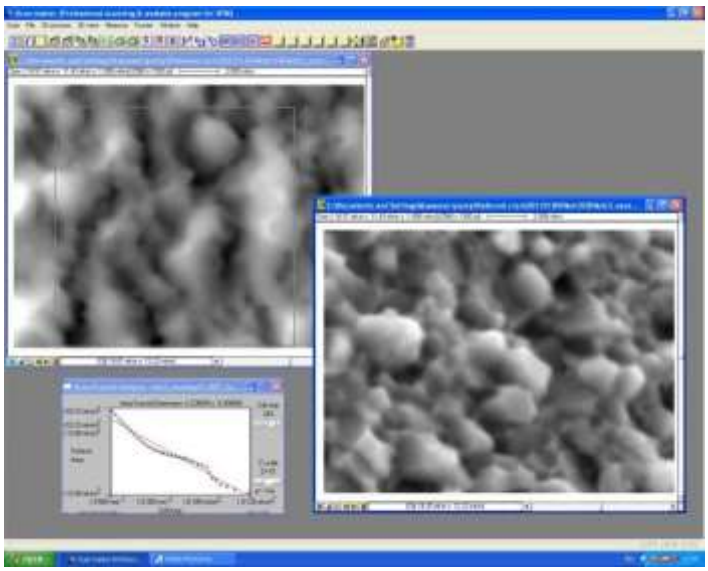


Рис. 3. Интерфейс программы Scan Master [3] в режиме определения фрактальной размерности поверхности излома. КНТ3.

В дальнейшем, авторы планируют провести более полное исследование 3D изображений изломов керметов КНТ3, КНТ7 и КНТ12 с помощью данной методика и сравнить полученные результаты с результатами фрактальной размерности для 2D изображений микротрещин Палмквиста.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-29-04868) и программы ФНИ государственных академий наук на 2013-2020 годы «Структура и свойства полифункциональных твердых дисперсных материалов, синтезируемых, в том числе, в экстремальных условиях» (№ 0397-2015-0019).

Литература

1.Григоров И.Г., Зайнулин Ю.Г., Швейкин Г.П. Фрактальный анализ разрушения металлокерамического твердого сплава / «Материаловедение». 2016. № 6. С. 16-22.

2.Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. Учебное пособие для вузов / Панов В.С., Чувилин А.М. М.: МИСИС, 2001. 428 с.

3.Логинов Б.А. Сканирующая туннельная и атомно-силовая микроскопия: учебное методическое пособие. М.: МИФИ, 2008, 224 с.

****

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ ДИАГНОСТИКИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Бакулин В.Н. [1], Ларин А.А., [2] Резниченко В.И. [3]

[(1)] Россия,Федеральное государственное бюджетное учреждение "Институт прикладной механики Российской академии наук" (ИПРИМ РАН), vbak@yandex.ru

[(2)] Россия, Всесоюзный научно-исследовательский институт по строительству и эксплуатации трубопроводов, объектов ТЭК - инжиниринговая нефтегазовая компания» (АО ВНИИСТ), larin_mempct@mail.ru

[(3)] Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет, kmit38@mail.ru

APPLICATION OF NON-DESTRUCTIVE MONITORING METHODS FOR CONDUCTING DIAGNOSTICS OF THE MICROSTRUCTURE OF PERSPECTIVE POLYMER COMPOSITE MATERIALS

Bakulin V.N., Larin A.A., Reznichenko V.I.

Modern requirements to the aviation technology aimed at increasing the weight efficiency, reliability and reduced aggregate number of failures. The emergence of internal defects of different nature have a negative effect on the strength, stiffness and endurance properties of materials, and therefore the more urgent is the timely detection of internal injuries at different stages of the product life cycle, followed by maintenance measures to recover health products.

В настоящее время перед такими отраслями промышленности, как авиа-, вертолето- и ракетостроение стоят задачи повышения надежности изделий из композиционных материалов, находящих всё большее применение в различных деталях, узлах и агрегатах [1].

В связи с этим выдвигаются требования проведения неразрушающего контроля конструкций с высокой точностью и чувствительностью к выявлению и позиционированию дефектов внутренней структуры композитов на полимерных термореактивных и термопластичных смолах [2-5].

Для дефектов вида "порообразование" и "инородное включение" представлены качественные зависимости изменения прочностных и жесткостных свойств композита, основанные на методах математической статистики и обработке результатов испытаний образцов.

Для дефектов вида "расслоение" определены коэффициенты концентрации напряжений в локальной зоне дефекта в зависимости от положения расслоения, его геометрических параметров, используемой системы армирования монослоёв.

Разработанные теоретические модели оценки снижения прочностных свойств образцов КМ с дефектами армирующей структуры верифицированы испытаниями изделий с заранее созданными дефектами, а также конечно-элементным моделированием в специализированном программном комплексе MSC.Nastran/Patran.

ЛИТЕРАТУРА

1.Bakulin V.N., Kaverov A.T, Kazakov M.E. and oth. Fibre Science and Technology. Editor: V.I.Kostikov. Soviet Advanced Composites Technology Series. Series editors: J.N.Fridlyander, Academician of Russian Academy of Sciences, Russia, I.H. Marshall, University of Paisley, Paisley, UK, London, Chapman & Hall, 1995, 694p.

2.Бакулин В.Н., Ларин А.А., Резниченко В.И. Методы повышения качества изготовления изделий из полимерных композиционных материалов на основе применения компьютерной томографии как метода неразрушающего контроля. Инженерно-физический журнал, 2015. Т. 88, № 2. С.534-538

3.Васильев С.Л., Артемьев А.В., Бакулин В.Н., Юргенсон С.А. Контроль образцов методом вычислительной рентгеновской томографии под нагрузкой. Дефектоскопия. 2016, №5, с.52-61

4.Ларин А.А., Бакулин В.Н., Резниченко В.И. Повышение точности определения физико-механических характеристик полимерных композиционных материалов за счет применения компьютерной рентгеновской томографии. XI Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: сборник трудов (Казань, 20 – 24 августа 2015 г.). – Казань: Издательство Казанского (Приволжского) федерального университета, 2015. – С. 2247 - 2248.

5.Бакулин В.Н, Ларин А.А. Резниченко В.И. Повышение точности значений физико-механических характеристик образцов полимерных композиционных материалов за счет применения компьютерной рентгеновской томографии // Материалы XIX Международной конференции по вычислительной механике и современным прикладным программным системам, 22-31 мая 2015 г., Алушта. М.: Изд-во МАИ, 2015 С.576-578

****

ОСНАСТКА ДЛЯ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ С НАНОКОМПОЗИЦИОННЫМИ СМАЗКАМИ

Гвоздев А.Е.[1], Казаков М.В.[3], Бреки А.Д.[2], Сергеев А.Н.[1], Кутепов С.Н.[1], Калинин А.А.[3], Кузнецова А.И. [1], Малий Д.В.[1]

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1]

[2]Россия, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

[3]Россия, Тула, Тульский государственный университет

EQUIPMENT FOR THERMOPLASTIC PROCESSING OF METALLIC SYSTEMS WITH NANOCOMPOSITE LUBRICANTS

A.E. Gvozdev, M.V. Kazakov, A.D. Breki, A.N. Sergeyev, S.N. Kutepov, A.A. Kalinin, A.I. Kuznetsova, D.V. Maliy

The article presents tools for the thermoplastic processing of metallic systems with nanocomposite lubricants, allowing to estimate the behavior of different materials in the relevant physico-chemical fields of different nature.

Оснастка предназначена для получения цилиндрических изделий из труднодеформируемых металлических, композиционных, порошковых или нанокристаллических материалов прямым выдавливанием в различных температурных и механических условиях и состояниях и позволяет оценивать поведение различных материалов в сопряженных физико-химических полях различной природы [1].

Оснастка для выдавливания цилиндрических изделий содержит контейнер - 1, пуансон - 2, матрицу - 3 и подкладной цилиндрический опорный контейнер - 4 (рис. 1.). Оснастка защищена патентом РФ №138734 [2].



Рис.1. Жаропрочная оснастка

Одним из вариантов создания оптимальных условий фрикционного взаимодействия при пластическом формоизменении цилиндрических образцов с заходной конусной частью - 5 в сложном напряженном и деформированном состоянии является применение специального защитного смазочного покрытия, состоящего из порошков графита разной дисперсности и содержащее ультрадисперсную графитную фракцию, порошка стекла и связующей основы – жидкого стекла. Вместе с тем, другие условия фрикционного взаимодействия могут обеспечить защитные смазочные

покрытия, содержащие вместо графита полученные по методу газофазного синтеза наночастицы различной морфологии дихалькогенидов тугоплавких металлов типа молибдена и вольфрама [3]. Помимо использования данной оснастки по прямому назначению, с её помощью можно проводить триботехнические исследования и устанавливать закономерности развития фрикционных взаимодействий в условиях реализации эффектов экстремальной пластичности и прочности деформируемых металлических систем с учетом дисперсности их фазовых и структурных составляющих. Также можно проводить исследования смазочных покрытий, полученных с использованием нанотехнологий и покрытий, содержащих агрегаты графенов [4,5].

Работа подготовлена в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1. Сопряженные поля в упругих, пластических, сыпучих средах и металлических труднодеформируемых системах: монография / Э.С. Макаров, В.Э. Ульченкова, А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев; под ред. проф. А.Е. Гвоздева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. 526 с. ISBN 978-5-7679-3422-5.

2. Пат. 2013140651/02 (138734) Оснастка для выдавливания цилиндрических изделий из труднодеформируемых металлических, композиционных или нанокристаллических материалов / А.А. Шкурин, М.В. Казаков, А.Е. Гвоздев и др.; заявитель и патентообладатель Гвоздев Александр Евгеньевич. – № 2013140651/02; заявл. 04.09.13; опубл. 20.03.14.

3. Триботехнические характеристики жидких смазочных и полиимидных композиционных материалов, содержащих антифрикционные наночастицы дихалькогенидов вольфрама: монография / А.Д. Бреки, Е.С. Васильева, О.В. Толочко, Н.Е. Стариков, Н.Н. Сергеев, Д.А. Провоторов, А.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев; под ред. А.Д. Бреки. Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. 276 с.

4. Э.С. Макаров, А.Е. Гвоздев, Г.М. Журавлев. Теория пластичности дилатирующих сред: монография / под. ред. проф. А.Е. Гвоздева. 2-е изд. перераб. и доп. Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. 337 с.

5. On friction of metallic materials with consideration for superplasticity phenomenon / A.D. Breki, A.E. Gvozdev, A.G. Kolmakov, N.E. Starikov, D.A. Provotorov, N.N. Sergeyev, D.M. Khonelidze // Inorganic materials: Applied Research. 2017. Т. 8. № 1. P. 126-129.

****

ТЕРМОМАГНИТНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ, ПОРОШКОВЫХ, КОМПОЗИЦИОННЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гвоздев А.Е.[1], Маляров А.В.[2], Тихонова И.В.[2], Сергеев А.Н.[1], Калинин А.А.[2], Кутепов С.Н.[1], Малий Д.В.[1]

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1]

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

THERMOMAGNETIC INSTALLATION FOR RESEARCH OF METALLIC, POWDER, COMPOSITE AND NANOSTRUCTURAL MATERIALS

A.E. Gvozdev, A.V. Malyarov, I.V. Tikhonova, A.N. Sergeyev, A.A. Kalinin, S.N. Kutepov, D.V. Maliy

In the article thermomagnetic installation for the study of metal, powder, composite and nanostructural materials. The unit is designed for heat treatment in the presence of an external magnetic field of soft magnetic materials.

Установка предназначена для термической обработки в присутствии внешнего магнитного поля магнитомягких материалов, в том числе анизотропных электротехнических сталей и аморфных магнитомягких сплавов на основе железа и позволяет повысить производительность и снизить энергозатраты путем повышения стабильности получаемых структур и свойств обрабатываемых материалов.

Термомагнитная установка, представляет собой электропечь, расположенную в устройстве генерации магнитного поля, выполненного в виде соленоида. Контроль температуры внутри печи производится с помощью термопар, которые вводятся в установку через верхнее и нижнее отверстия. Термопары подключены к измерителям температуры. Электропечь состоит из верхней и нижней

части и соленоидов, расположенных в них. Нижняя часть выполнена на металлической раме, а верхняя расположена непосредственно, над ней. В верхней точке рамы установлен шаговый двигатель с гибкой проволокой для установки образца. В пространстве электропечи установлена высокотемпературная керамическая трубка, с образованием единого рабочего пространства, в котором перемещают испытуемый образец. Между каждой печью и соленоидом расположен медный змеевик. Термообработка ведется в продольном магнитном поле. В процессе обработки в материале создается анизотропия магнитных свойств. Установка защищена патентом РФ №156795 [1].

На данной установке можно также выявлять закономерности поведения металлических систем различных составов и степеней дисперсности фазовых и структурных составляющих в стационарных и нестационарных тепловых, магнитных и других полях с различными характеристиками и исследовать механизмы структурных и фазовых превращений различных видов, обусловленные изменением магнитной структуры в решетках и подрешетках, строением границ магнитных доменов, электронной структуры атомов компонентов различных магнитных и немагнитных металлических систем [2-5].

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1.Пат. 2015125322/02 (156795) Термомагнитная установка / А.В. Маляров, А.Е. Гвоздев, И.В. Тихонова; заявитель и патентообладатель Маляров Андрей Викторович. – № 2015125322/02; заявл. 26.06.15; опубл. 20.11.15.

2.Технология металлов и сплавов: учебник / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, Г.М. Журавлёв, Д.А. Провоторов.; Под ред. проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 490 с.

3.Новые конструкционные материалы: учебное пособие / А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.К. Зеленко, О.В. Кузовлева, А.Н. Сергеев, В.Ю. Кузовлев, А.А. Калинин, А.В. Маляров.; под общей ред. проф. А.Е. Гвоздева Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 296 с.

4.Breki A.D., Gvozdev A.E., Kolmakov A.G., Starikov N.E., Provotorov D.A., Sergeyev N.N., Khonelidze D.M. On friction of metallic materials with consid-eration for superplasticity phenomenon // Inorganic materials: Applied Re-search. 2017. Т. 8. № 1. P. 126-129.

5.Атлас микроструктур неметаллических и металлических материалов: учебное пособие / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, О.В. Кузовлева, А.Н. Сергеев, Н.Е. Стариков, В.Ю. Кузовлев, А.Д. Бреки, А.А. Калинин, П.Н. Медведев, Ю.С. Дорохин, Д.В. Малий, В.И. Абрамова, К.Н. Старикова, И.Д. Зайцев, С.Н. Кутепов. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 96 с.: ил.

****

МОДЕЛЬ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кабалдин Ю.Г., Аносов М.С., Желонкин М.В., Головин А.А.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, uru.40@mail.ru

MODEL OF FRAGILE DESTRUCTION OF METAL CONSTRUCTIONS FROM LOW-CARBON STEELS WITH REDUCED TEMPERATURES[1]

Y.G. Kabaldin, M.S. Anosov, M.V. Zhelonkin, A.A. Golovin

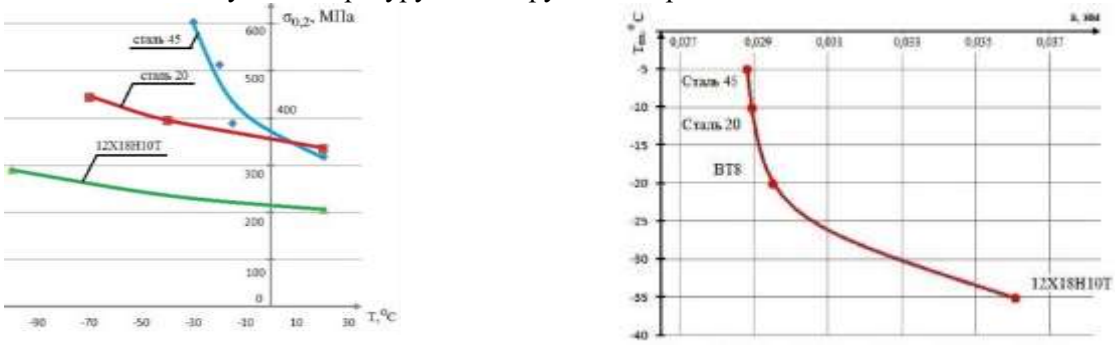
In this paper, the features of the destruction of materials at low temperatures are considered. The influence of the crystal lattice parameter on the temperature of a viscous-brittle transition is considered. Quantum-mechanical calculations of the influence of impurities on the cold resistance are carried out.

Низкоуглеродистые стали с ОЦК решеткой, обладающие высокой вязкостью, широко применяются при изготовлении деталей ответственных узлов транспортных средств и металлических конструкций, работающих при низких температурах, в частности магистральных газо- и трубопроводов [1-4]. Такие стали содержат углерод в α -железе до 0,02%, фосфор до 0,003% и ряд других примесей. Примесь углерода считается полезной, вызывая твердорастворное упрочнение α-

железа. Применение низкоуглеродистых сталей при низких температурах обусловлено не только их высокой хладостойкостью, но и экономической эффективностью.

Для исследования прочностных свойств металлов нами были проведены исследования образцов при растяжении и на ударную вязкость (KCV) из стали 20, 45, нержавеющей стали 12Х18Н10Т и титанового сплав ВТ8 при низких температурах. Испытания при растяжении проводили в диапазоне температур от $+20^0$С до -100^0С. для этой цели использовали специальную криокамеру с подачей жидкого азота на стенд, на базе разрывного устройства Tinius Olsen H100KU.

Результаты испытаний показали, что с понижением температуры, предел текучести сталей растет. Относительное же удлинение с понижением температуры уменьшается. Наибольшую пластичность в широком диапазоне температур показывает нержавеющая сталь, титановый сплав ВТ8 и низкоуглеродистая сталь 20 (рис.1а). При испытаниях на ударную вязкость эти материалы обеспечивают и более низкую температуру вязко-хрупкого перехода.



а) *б)*

Рис. 1 Выявленные зависимости: а) условного предела текучести от температуры; б) температуры вязко-хрупкого перехода от параметра решетки испытуемых материалов

В работах [1-4] показано, что в процессе длительной эксплуатации стальных конструкций (мостов) и труб магистральных трубопроводов, они подвергаются деформационному старению. Хрупкое разрушение является основным фактором, ограничивающим их использование в металлических конструкциях при низких температурах при достижении определенного времени эксплуатации (25-30 лет). В этой связи, проблема хладостойкости металлов в условиях с низкими температурами оказывается особенно актуальной.

В связи со сложностью исследования разрушения металлов при низких температурах, требующих специальных климатических камер, другого дорогостоящего оборудования, а также известными трудностями исследования дислокационной структуры, формирующейся при низкой температуре, особую актуальность приобретает квантово-механическое моделирование основных параметров в низкоуглеродистых сталях при пониженных температурах. Подобные исследования необходимы также для исследования механизмов разрушения низкоуглеродистых сталей при низких температурах и изыскания эффективных путей повышения их хрупкой прочности в суровых климатических условиях при длительной эксплуатации.

В расчетах нами использовался метод функционала электронной плотности, который программно реализован в ПО CP2K и Quantum Espresso. Исследовано изменение параметра кристаллической решетки железа при температурах 0^0К и 240^0К. Представлена оптимизированная ортонормированная ячейка железа с примесью углерода при 0^o К и 240^0 К Расстояние после оптимизации между выделенными атомами Fe и C: $1.925A^0$ и $1.950A^0$. Расстояние после оптимизации между выделенными соседними атомами Fe-Fe: $2.843A^0$ и $2.851A^0$ соответственно при 0^0К и 240^0К. Параметр решетки чистого железа без примеси составляет $a = 2.866A^0$. Следовательно, при понижении температуры параметр кристаллической решетки уменьшился.

При исследовании хладостойкости указанных материалов установлена зависимость $T_{вх}$ температуры вязко-хрупкого перехода от параметра кристаллической решетки, который определялся на основе рентгеноструктурного анализа. Установлено что имеется четкая зависимость, чем выше параметр решетки металла, тем ниже его температура вязко-хрупкого перехода (рис.1б).

Температуру твердого тела создает движение атомов [6]. Казалось бы, что при низких температурах и тем более при абсолютном нуле, т.е. при -273,15^o С все атомы должны находиться в полном покое. Однако из-за квантовых эффектов это невозможно, в частности, вследствие нулевых

колебаний, которые есть даже у вакуума, а также туннельного эффекта, обеспечивающего атомам углерода в результате флуктуаций преодолевать энергетические барьеры и при низких температурах.

Таким образом, возможность ухода углерода при низких температурах путем его диффузии из кристаллической решетки на границы зерен следует связать с квантово-термофлуактационным явлением. Это обусловливает также уменьшение параметра решетки и снижению хрупкой прочности из-за уменьшения подвижности дислокаций, ее краевых компонент.

Упрочнение границ зерен при низких температурах, на наш взгляд, связано главным образом с блокированием примесями дислокаций. Образование новых дислокаций не происходит. Упрочнение границ зерен за счет сетки карбидов железа, образующихся при движении углерода на границы зерен за счет флуктуации энергии и туннельного эффекта при низких температурах, также маловероятно. По-видимому, если они и образуются, то должны иметь наноструктурные размеры, т.е. менее 100 нм. Именно это обстоятельство и объясняет факт упрочнения границ зерен железа за счет диффузии на них углерода из твердого раствора решетки. Образование сетки карбидов железа (мезоструктуры) на границах зерен α-феррита, резко снижающих предел прочности углеродистых сталей, возможно, по-видимому, лишь при высоком содержании углерода в сталях и при определенных температурах в соответствие диаграмме железо-углерод.

Таким образом, квантово-механические расчеты позволили уточнить механизм хрупкого разрушения стальных конструкций при низких температурах и предложить новые пути повышения их остаточного ресурса.

Исследования показывают, что параметр кристаллической решетки является хорошим индикатором склонности металлов к хрупкому разрушению. В частности, его можно использовать при выборе режима термообработки, обеспечивающего высокую хладноломкость и при исследовании влияния легирующего элемента на хрупкую прочность металлов.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ: «Разработка программного и аппаратного обеспечения для системы интеллектуальной диагностики состояния транспортных средств и конструкций в условиях Арктики при удаленном доступе.

Литература

1.Нохрин А.В., Чувельдеев В.Н. Старение сталей труб магистральных газопроводов // Вестник Нижегородского университета им. Н.И.Лобачевского, 2010,№5. С.171-180.

2.Панин В.Е., Деревягина Л.С., Лемешев И.М., Корзников А.В., Панин А.В., Казаченок М.С. О природе низкотемпературной хрупкости сталей с ОЦК-структурой // Физическая мезомеханика , 2013, №6, С.5-12.

3.Панин В.Е., Деревягина Л.С., Сыромятникова А.С., Сурикова Н.С., Почивалов Ю.И., Овечкин Б.Б. // Научные основы хладноломкости конструкционных сталей с ОЦК решеткой и деградация их структуры при эксплуатации в условиях низких температур.

4.Филлипов Г.Д., Ливанова О.В. Деградационные процессы и их влияние на трещиностойкость трубнх сталей после длительной эксплуатации // Сб. трудов научно-практического семинара / Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов / Под общей ред. Б.В.Будзуляка и А.Д. Седых. Н.Новгород, Университетская книга. 2006.-220с.

5.Финкель В.М. Физика разрушения. Металлургия, М., 1970.- 178с

6.Барсуков О.А., Ельяшевич М.А. Основы атомной физики.М., Научный мир, 2006. -648с.

****

ДИАГРАММЫ ВДАВЛИВАНИЯ ИНДЕНТОРА В ДИАГНОСТИКЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Демидов А.Н., Каримбеков М.А., Волков П.В., Стасенко Н.А.

Россия, НИУ «МЭИ», e-mail: MatiuninVM@mpei.ru

INSTRUMENTED INDENTATION DIAGRAMS APPLICATION IN THE MATERIALS PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES DIAGNOSTICS

Matyunin V.M., Marchenkov A.Yu., Demidov A.N., Karimbekov M.A., Volkov P.V., Stasenko N.A.

A brief historical review about the appearance and application of the first indentation diagrams is made. A new technique developed by the authors of the report for evaluation of Young's modulus, yield stress, ultimate stress and ultimate uniform strain using the instrumented indentation diagram is presented.

Диаграммы вдавливания индентора значительно расширяют возможности методов индентирования в целях определения твердости и других физико-механических свойств материалов и покрытий. Первичные диаграммы вдавливания могут быть получены при ступенчатом нагружении индентора с измерением нагрузки и геометрических параметров восстановленного или невосстановленного отпечатков на каждой ступени нагружения, а также при непрерывном нагружении с регистрацией нагрузки и перемещения индентора.

Первичные диаграммы вдавливания, полученные при внедрении сферического индентора, могут быть преобразованы в диаграммы в координатах «контактное напряжение – контактная деформация». По таким диаграммам может быть определена твердость материала при заданном значении пластической деформации, например, твердость по Бринеллю на уровне предела текучести или на уровне временного сопротивления. В свою очередь, диаграммы вдавливания сферического индентора в координатах «контактное напряжение – контактная деформация» могут быть преобразованы в диаграммы растяжения в координатах «напряжение – деформация» в диапазоне от предела текучести до временного сопротивления. Это преобразование основано на связи указанных диаграмм вдавливания и растяжения с наличием общих характерных стадий упругопластической деформации при обоих видах нагружения материала.

Особенно эффективно непрерывное индентирование материала сферическим индентором с регистрацией диаграммы в координатах «нагрузка – перемещение индентора» с ветвями нагружения и разгрузки. Такое кинетическое индентирование (в зарубежной терминологии «инструментальное индентирование») регламентировано ГОСТ Р 8.748-2011, согласно которому могут быть определены модуль нормальной упругости и характеристики твердости материала на разных масштабных уровнях (макро-, микро- и наноуровнях).

Однако, ещё бóльшие возможности открываются при преобразовании первичных кинетических диаграмм вдавливания сферического индентора в диаграммы растяжения, что регламентировано соответствующим ГОСТ Р 56232-2014.

В настоящем докладе дана краткая историческая справка о появлении и применении первых диаграмм вдавливания в упругой области (Г. Герц), пластической области (И. Бринелль, Е. Мейер, А. Мартенс, Д. Тейбор, М.П. Марковец и др.), упругопластической области (П. Гродзинский, М.П. Марковец, М.С, Дрозд, С.И. Булычев и В.П. Алёхин, У. Оливер и Г. Фарр, Ю.И. Головин и др.) индентирования.

Представлена новая методика НИУ «МЭИ», разработанная авторами доклада, для определения модуля нормальной упругости, предела текучести, временного сопротивления, предельной равномерной деформации по кинетической диаграмме вдавливания сферического индентора. Методика учитывает условия физического, механического и геометрического подобия, а также влияние масштабного фактора при нагружении материала вдавливанием и растяжением. Даны результаты определения механических характеристик кинетическим индентированием сталей различных классов и марок, алюминиевых и титановых сплавов. Для высокотвердых упрочняющих покрытий показаны возможности определения трещиностойкости с использованием кинетической диаграммы вдавливания.

Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного Фонда (проект № 15-19-00166).

****

ПОНДЕРОМОТОРНОЕ ВОЗБУЖДЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАЛЛАХ И ГИГАЦИКЛОВАЯ ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ

Правоторова Е. А.[1], Троицкий О. А.[1],
Скворцов О. Б.[1,2]
[1]Россия, Институт машиноведения им.А.А.Благонравова РАН, E-mail: oatroitsky@rambler.ru
[2]НТЦ «Завод балансировочных машин», E-mail: skv@balansmash.ru

MECHANICAL ACTION OF PULSE CURRENTS ON CONDUCTORS

Troitsky Oleg Alexandrovich, Stashenko Vladimir Ivanovich, Skvortsov Oleg Borisovich

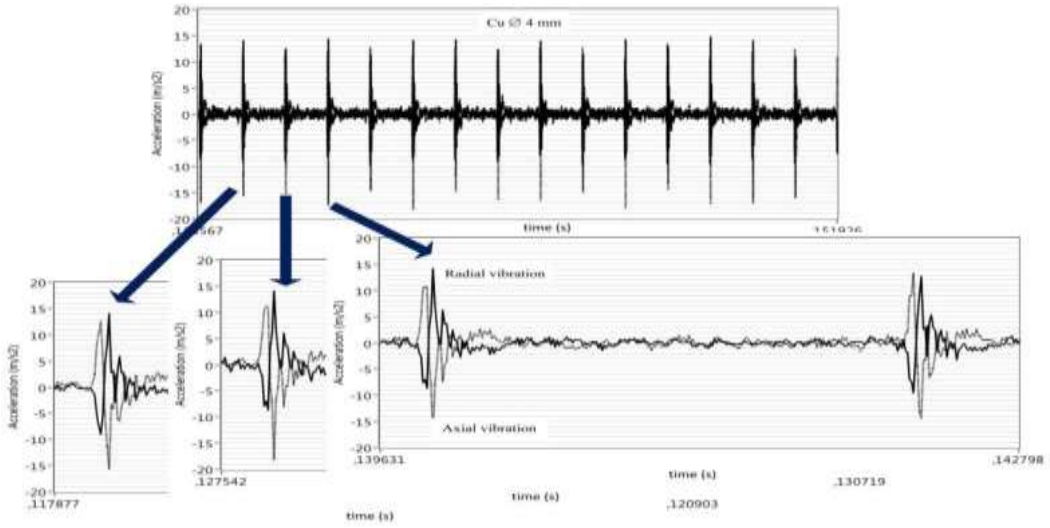
Annotation. The possibility of applying the effect of excitation of mechanical oscillations in conductors when passing a pulsed current for examining the conductor material for cyclic strength is considered. It is possible to increase the amplitude of the oscillations with decreasing pulse width. Cyclic action by short current pulses makes it possible to carry out the testing of electrical equipment components for gigacyclic fatigue, with little expenditure of test equipment and short test time.

Испытание материалов и конструктивных элементов элементов мощного электрооборудования, обычно ориентированного на непрерывную эксплуатацию в течении длительного срока является длительной и затратной технической задачей. Именно элементы электрооборудования наиболее критичны к воздействию циклических нагружений и для них устанавливают пороговые уровни допустимой интенсивности вибрации существенно более низкие по величине, чем для других видов роторного оборудования [1]. Эта задача становится особенно актуальной в связи явлениями гигацикловой усталости [2,3], исследование которой связано с большим (более 10^9) числом циклов. При этом повреждение конструкционных материалов может происходить при существенно более низких уровнях динамических нагрузок по сравнению обычными статическими и малоцикловыми динамическими нагрузками. При испытаниях на гигацикловую усталость обычно применяют дорогостоящие специализированные стенды с ультразвуковым механизмом возбуждения колебаний. Это весьма затрудняет процедуру исследования материалов на циклическую прочность. Кроме того, такие испытания для реальных элементов конструкций и для условий близких к условиям эксплуатации, когда одновременно га проводящий конструктивный элемент кроме механических нагрузок действуют повышенные температуры и электрический ток, оказывающий, например, коррозионное воздействие.

Этих недостатком могут быть лишены методы исследования материалов и элементов основанные на прямом возбуждении механических колебаний в металлических образцах при пропускании через них импульсных токов [4-6]. Применение таких методов позволяет организовать параллельные испытания большого количества образцов, а поскольку колебательные процессы при этом соответствуют критериям эргодичности, общее время испытаний может быть существенно сокращено. Кроме того, рассматриваемая методика легко может быть адаптирована для проведения испытаний на местах эксплуатации. Например, возможно возбуждение динамических колебательных процессов в отдельных шинах мощных генераторов установленных в пазах статора, покрытых изоляцией для неразрушающего контроля качества расклиновки.

При выполнении данной работы были проведены исследования по выбору оптимальных средств контроля вибрации, параметров действующего импульса тока, статистического анализа результатов измерений. Были исследовано влияние как геометрических размеров и конструкции образцов (цилиндрические сплошные и полые, плоские) и материала (медь, латунь, сталь, титан, золото, серебро) на особенности возбуждаемых виброакустических колебаний. Показано, что корректная оценка как вибрации так и магнитного поля создаваемого импульсными токами может быть выполнены в виде размаха для каждого отдельного импульса.

На рисунке показана последовательность вибрационных радиальной и осевой компонент отклика на действие импульсов тока с частотой один килогерц. Получаемые оценки эргодических виброакустических процессов могут быть использованы как оценки динамических механических деформаций.



Результирующие виброакустические колебания от каждого импульса могут быть представлены как суперпозиция независимых колебательных затухающих процессов, формируемых во время прохождения переднего и заднего фронтов импульса тока. Изменения продолжительности импульса позволяют в значительных пределах управлять амплитудой результирующих колебаний [7].

Литература

1.ГОСТ 533-2000. Машины электрические вращающиеся. Турбогенераторы. Общие технические условия.

2.Claude Bathias, Paul Croce Paris. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. September 13, 2004 by CRC Press - 328 p.

3.Bokůvka O., etc. Gigacycle Fatigue At High-Frequency Loading, Diagnostyka, 2008, 4(48), p.53-56.

4.Правоторова Е.А. и Скворцов О Б. Моделирование виброиспытаний элементов обмоток мощного электрооборудования. Проблемы машиностроения и надежности машин. 2015, № 5. 103-110.

5.Троицкий О.А., Скворцов О Б., Сташенко В.И., Правоторова Е.А. Магнито-механическое действие импульсного тока в проводнике. Международная конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ - 2016): Труды конференции. М: Изд-во ИМАШ РАН. 2016. 145-148.

6.Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. (2016) Измерение магнитного поля и вибраций, созданных им в проводниках за счет пинч-эффекта. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. Том 21, выпуск 3. 1361-1363.

7.Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Правоторова Е.А. Современные тенденции развития науки и технологий. 2017, № 1-1, С.137-139.

****

МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ АДГЕЗИИ И КОГЕЗИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.

Россия, ИМАШ РАН, gvmoskvitin@yandex.ru

RESEARCH METHODS ADHESION AND COHESION OF METAL COATINGS

Arkhipov V. E, Landarski F. A, Moskvitin G. V, Pugachev M. S

Proposed and tested methods of evaluating quality applied coatings gasdynamic spraying

Нанесение металлических покрытий на поверхности железоуглеродистых сплавов является эффективным способом повышения ресурса конструкций и изделий, работающих в условиях воздействия агрессивной среды и высоких нагрузок. Механическое воздействие приводит к возникновению в покрытии напряжений, направленных по касательной к поверхности или

перпендикулярно к ней, что может сопровождаться отрывом нанесённого слоя металла от подложки или его деформированию и разрушению, а затем приведёт к преждевременному выходу из эксплуатации дорогостоящего оборудования. Качество наносимых покрытий оценивают по двум параметрам, а именно – прочности сцепления нанесённого металла с основой (адгезия) и когезионной прочности металла покрытия (когезия).

Газодинамическое напыление достаточно широко используется для нанесения разнообразных покрытий [1]. Метод обладает рядом уникальных свойств и характеристик, которые превосходят традиционные методы нанесения покрытий, например газотермические. Компактное и надёжное оборудование позволяет наносить качественное покрытие в производственных и полевых условиях. С использованием узконаправленного потока нагретого воздуха и механической смеси твёрдых и пластичных частиц можно напылять покрытия алюминия, цинка, никеля и меди на локальные участки поверхности изделия. Нагрев материала основы после напыления покрытия не превышает 120-140°С.

При выборе методик оценки покрытий на адгезию и когезию руководствовались материалами, представленными в ГОСТ 28844-90 и методических рекомендациях [2]. В соответствии с требованиями государственного стандарта, использование эпоксидной смолы не разрешается при наличии в покрытии пор, что делает невозможным использование данной методики для исследования механических характеристик газодинамических покрытий. Поэтому за основу взяли способ из работы [2]. В методических рекомендациях предлагается методика для исследования прочности сцепления наносимого покрытия с подложкой. На поверхность цилиндрического образца напыляют слой металла в виде пояска (кольца) 2 шириной 10 мм (рис.1). Образец 1 под воздействием нагрузки Р с определённой скоростью продавливается через матрицу 3, вставленную в корпус 4, до смещения слоя металла или его смещения с разрушением.

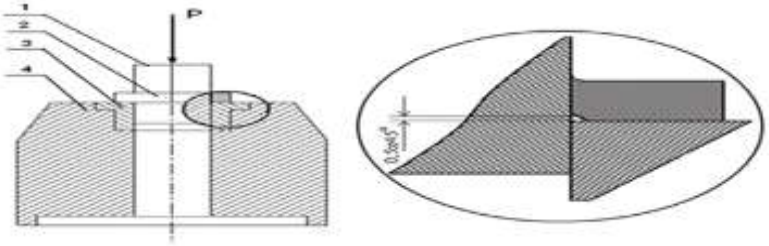


Рис. 1 Принципиальная схема испытания покрытия методом сдвига: 1-образец, 2-покрытие, 3-матрица, 4-корпус

Предел прочности сцепления нанесённого слоя с основным металлом (подложкой) вычисляется по формуле

$$\sigma = \frac{P_{max}}{F},$$

где P_{max} – максимальная нагрузка, предшествующая разрушению - отрыву пояска (слоя) покрытия, Н; F – площадь напылённого слоя, м^2.

Проведение натурных испытаний и моделирование процесса нагружения с использованием программы ANSYS показало возникновение значительных по величине напряжений в зоне контакта галтель – матрица, что приводит к разрушению покрытия (возникновению трещины) [3]. Наличие трещины в слое металла не позволяет однозначно интерпретировать полученные результаты. Формирование трещины может произойти до отрыва и смещения покрытия с подложки и, в этом случае максимальная нагрузка, как и результат испытания, имеют более низкое значение. Изменение геометрии покрытия – устранение галтели (рис. 1, справа) позволяет проводить испытание, при котором трещина в нанесённом покрытии не возникает, что повышает достоверность результатов.

Для проведения испытаний на когезионную прочность покрытия были изготовлены образцы, которые используются для испытания покрытий, нанесённых газотермическими методами напыления [4]. Газодинамическое напыление покрытия на образец показало, невозможность получения качественного слоя металла для проведения испытания на когезию из-за меньшего размеров частиц из которых формируется покрытие, что приводит к появлению участков с не сплошным заполнением металла по толщине (поры и полости). Для проведения испытаний был предложен собственный вариант образца, где две симметричные части фиксируются с помощью центрирующей втулки и «жёстко» соединяются за счёт шпильки и гаек (рис.2).

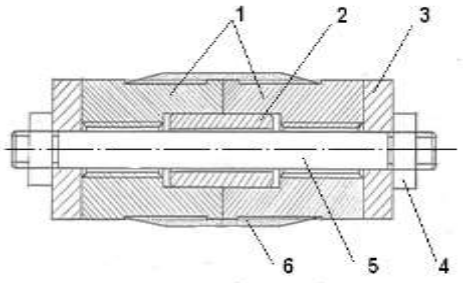


Рис. 2 Образец для испытания при растяжении покрытия «методом кольцевого отрыва»: 1 – части образца, 2 – центрирующая втулка, 3 – уплотнительная шайба, 4 – гайка, 5 – шпилька, 6 – покрытие.

На поверхность образца 1 наносится покрытие с последующей обработкой его лезвийным инструментом до получения необходимой толщины слоя металла. После этого образец освобождается от соединения шпилькой 5 и в технологические отверстия закручиваются элементы для закрепления его в захватах разрывной испытательной машины. Величина когезии определяется по формуле для оценки прочности сцепления. Отличительной особенностью предлагаемого варианта для испытания механических свойств покрытия при растяжении является упрощённый профиль поверхности частей и системы центровки для проведения напыления. Предлагаемая методика испытания покрытия позволяет получить только величину когезионной прочности наносимого металла.

Предложенные методы позволяют с высокой точностью оценить качество наносимых покрытий, а именно – прочность сцепления нанесённого металла с основой (адгезия) и когезионную прочности металла покрытия (когезия) нанесенных методом холодного газодинамического напыления.

Литература

1. Димет. Применение технологии и оборудования. Режим доступа: http://www.dimet-r.narod.ru/. (дата обращения: 10.06.2016).

2. Определение прочности сцепления газотермических покрытий с основным. Методические рекомендации. МР 250-87. – М. ВНИИНМАШ, 1987, с.17.

3. Сравнительная оценка адгезии покрытий / В.Е. Архипов, А.В. Балашова, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, А.Ф. Мельшанов, М.С. Пугачев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2014.-№ 12.-С. 47-52.

4. Хасуи А, Моригаки О. Наплавка и напыление. Москва. Машиностроение. 1985, с.239.

****

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ ОТКЛИК НА ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ

Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Гасанов М.Ф.

Россия, ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина», e-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

ELECTROCHEMICAL RESPONSE TO DISCONTINUOUS DEFORMATION PORTEVEN-LE CHATELIER

ShibkovA.A, Denisov A.A, Zheltov M.A, ZolotovA.E, Gasanov M.F

It has been experimentally established that the discontinuous deformation of a deformable sample of an aluminum-magnesium alloy immersed in an aqueous NaCl solution is accompanied by jumps in the electrochemical potential of the sample surface with an amplitude of up to ~ 10 mV. The potential jumps occur simultaneously within ~ 1 ms with jumps of mechanical stress and are associated, as expected, with the rupture of the oxide film caused by the exit to the sample surface of the localized plastic deformation band.

Экспериментально установлено, что прерывистая деформация Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) образца алюминий-магниевого сплава, погруженного в водный раствор NaCl, сопровождается

скачками электрохимического потенциала поверхности образца амплитудой до ~ 10 мВ. Скачки потенциала возникают одновременно в пределах ~ 1 мс со скачками механического напряжения и связаны, как предполагается, с разрывом оксидной пленки, вызванный выходом на поверхность образца полос локализованной пластической деформации.

Материалом исследования служил промышленный алюминий-магниевый сплав АМг6. Механические испытания проводили в электрохимической ячейке, которая представляет собой открытую гальваническую цепь, состоящую из деформируемого плоского образца сплава АМг6 и свинцового электрода, погруженных в электролит (3%-ный водный раствор NaCl). Растяжение образцов проводили в испытательной машине Instron (модель 3344) при комнатной температуре. Образец электрически изолировали от испытательной машины с помощью диэлектрических захватов.

Сначала образец выдерживали в электролите в течение около 10 минут до полной стабилизации (затухания дрейфа) электрического сигнала. Затем образец деформировали одноосным растяжением со скоростью $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$ до разрушения. Обнаружено, что скачки механического напряжения σ в ходе растяжения сплава АМг6 (эффект ПЛШ) синхронно сопровождаются скачками электрохимического потенциала U с точностью до десятой доли миллисекунды (Рис. 1). Средняя амплитуда скачков электрохимического потенциала ΔU растет линейно с ростом средней амплитуды скачков механического напряжения $\Delta\sigma$ с коэффициентом пропорциональности $k \approx 0.3$ мВ/МПа.

Прерывистая деформация ПЛШ, как известно, сопровождается образованием и распространением полос макролокализованной деформации. Алюминиевый сплав покрыт оксидной пленкой Al_2O_3 толщиной около 5 нм [1]. Эта пленка более хрупкая по сравнению с вязкой алюминиевой матрицей и разрушается под действиями высокоскоростной локальной деформации в полосе. Оксидная пленка однако быстро восстанавливается вследствие наличия растворенного кислорода в водном растворе электролита NaCl. В результате разрыва оксидной пленки вдоль активной полосы деформации обнажается поверхность алюминиевой матрицы и «включается» механизм электрохимической коррозии, который связан с ростом потенциала поверхности. Для объяснения этого явления следует иметь в виду, что, как известно, образование дислокаций увеличивает электрическое сопротивление металлов вследствие захвата электронов дислокационными ядрами [2]. Обнаженный от пленки участок поверхности содержит микроскопические ступеньки, образованные выходом краевой компоненты дислокаций.

Выход на поверхность дислокационных ядер сопровождается скачком электронной плотности в поверхностном слое [3], который приводит к скачку потенциала поверхности, регистрируемого в виде всплеска электромагнитной эмиссии [4]. В условиях контакта металла с водным раствором электролита вследствие высокой диэлектрической проницаемости электролита электроны на оборванных связях в ядрах дислокации могут перейти в раствор и участвовать в восстановлении ионов Na^+. В результате деформируемый образец приобретает положительный заряд, а противоположный заряд сосредотачивается по другую сторону границы металл-раствор.

Отметим, что скачок потенциала максимальной амплитуды (до 13 мВ) наблюдается при разрыве образца, когда в течение нескольких микросекунд вскрывается максимально возможная площадь свежей поверхности алюминиевого сплава, свободной от защитной оксидной пленки.

В то же время первые низкоамплитудные скачки разгрузки амплитудой от 1 до около 3 МПа не сопровождаются скачками электрического потенциала, так как при столь низком уровне неустойчивостей пластической деформации, и соответственно локализации деформации, оксидная пленка вероятно не разрушается.

Таким образом, экспериментально установлено, что прерывистая деформация алюминий-магниевого сплава АМг6, погруженного в 3%-раствор NaCl, сопровождается скачками электрохимического потенциала образца, возникающим одновременно со скачками разгрузки механической системы машина образец. Предполагается, что электрохимический дискретный отклик на прерывистую деформацию непосредственно связан с разрушением хрупкого оксидного слоя Al_2O_3, вызванного распространением полос макролокализованной пластической деформации. Обнаруженные скачки химического потенциала могут быть использованы для исследования массива событий неустойчивой пластической деформации методами статистического и фрактального анализа.

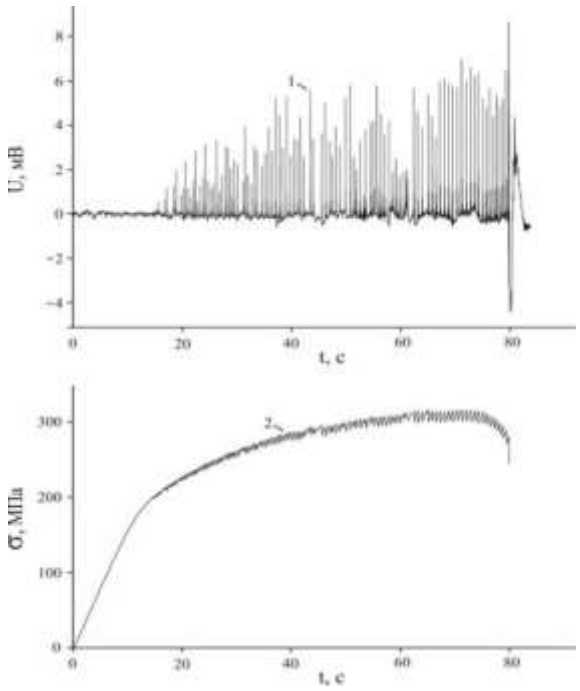


Рис. 1. Скачки электрического потенциала образца U (1) в ходе прерывистой деформации образца сплава АМг6, отвечающие скачкам напряжения σ (2). Скорость деформирования $\dot{\varepsilon} = 3 \times 10^{-3}$ с$^{-1}$. Т = 300 К

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 15-12-00035).

Литература:

1. Strohmeier B.R. // Surf. Interface Analysis. 1990. V. 15. P. 51-56.
2. Landauer R. // Phys. Rev. 1951. V. 82. P. 520-521.
3. Schmitter E.D. // Phys. Lett. A. 2007. V. 368. P. 320-323.
4. Шибков А.А., Титов С.А., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2016. Т. 58. № 1. С.3-10.

*****

Известно, что давление также сильно влияет на магнитные и транспортные свойства $FeCr_2S_4$. В [2] приведены результаты измерений удельного сопротивления монокристаллов $NiGa_2S_4$, $FeGa_2S_4$, так и $Fe_2Ga_2S_5$ под давлением до 8 ГПа. Обнаруженный излом в температурной зависимости удельного сопротивления в FeGa2S4 под давлением 8 ГПа, объясняется переходом от двумерного замороженного состояния с пространственным разделением к трехмерному (3D) спин-упорядоченному состоянию. В $FeGa_2S_4$, так и $Fe_2Ga_2S_5$ не наблюдается перехода в металлическое состояние в диапазоне давлений до 8 ГПа, несмотря на то, что удельные сопротивления как $FeGa_2S_4$, так и $Fe_2Ga_2S_5$ снижаются с увеличением давления при комнатной температуре. Энергетическая щель $FeGa_2S_4$, оцененная по температурной зависимости удельного сопротивления, показывает отрицательную зависимость от давления.

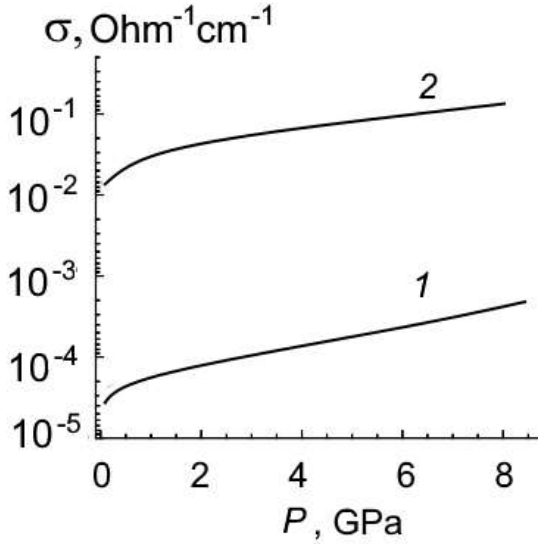
Цель работы – расчет термодинамических характеристик тройных соединений системы FeS–PbS–Ga_2S_3 и интерпретация экспериментальных барических зависимостей промежутояных фаз состава MGa_2S_4 (M – Ni, Fe, Pb).

В связи с тем, что в справочной литературе известны термодинамические данные только для двойных соединений системы FeS–PbS–Ga_2S_3, по методике [3] нами были рассчитаны термодинамические константы для MGa_2S_4 (M – Fe, Pb) и $M_2Ga_2S_5$ (M – Fe, Pb). Результаты расчетов термодинамических величин тройных сульфидов представлены в таблице.

Энтальпия (ΔH^0_{f298}, кДж/моль), энергия образования Гиббса (ΔG^0_{f298}, кДж/моль) и энтропия (S^0_{f298}, Дж/(моль К)) бинарных [4] и вычисленные нами тройных соединений системы FeS–PbS–Ga_2S_3

Соединение	ΔH^0_{f298}	ΔG^0_{f298}	S^0_{f298}
FeS (к)	-100.88	-100.775	60.29 ± 0.29
PbS (к)	-100.42	-98.767	91.211 ± 1.26
Ga_2S_3 (к)	-510.45 ± 16.73	-505.43 ± 2.93	-703.78
$FeGa_2S_4$ (к)	-611.32 ± 16.73	-606.18 ± 2.93	-643.49 ± 0.29
$Fe_2Ga_2S_5$ (к)	-712.20 ± 16.73	-706.98 ± 2.93	-583.20 ± 0.29
$PbGa_2S_4$ (к)	-610.86 ± 16.73	-604.19 ± 2.93	-643.49 ± 1.26
$Pb_2Ga_2S_5$ (к)	-711.28 ± 16.73	-702.96 ± 2.93	-703.78 ± 1.26

На рисунке представлены перестроенные нами из экспериментальных данных [2] зависимости проводимости соединений $NiGa_2S_4$ (кривая 1) и $FeGa_2S_4$ (кривая 1) от давления $\sigma(P)$ при 300 К.



Характерной особенностью этих кривых $\sigma(P)$ является то, что с возрастанием давления проводимость увеличивается. Эти зависимости можно представить в виде

$$\ln\sigma(P) = \ln\sigma(0) + \beta^P \qquad (1)$$

где $\beta = d\ln\sigma(P)/dP$.

Для $NiGa_2S_4$ $\beta_1 = 0.28\text{GPa}^{-1}$, а для $FeGa_2S_4$ $\beta_2 = 0.22\text{GPa}^{-1}$.

Полагая, что электропроводность изменяется с давлением согласно уравнению

$$\sigma(P) = \sigma(0)\exp(-\gamma P / 2kT) \quad (2)$$

где $\gamma = dE_g / dP$, получим

$$\gamma = 2kT\beta \quad (3)$$

Т.к. экспериментальные результаты показали, что $\beta > 0$, то из (3) следует, что значение γ должно быть отрицательным для удовлетворения формулы (2). Отсюда следует, что с увеличением давления ширина запрещенной зоны $NiGa_2S_4$ и $FeGa_2S_4$ уменьшается. Зависимость ширины запрещенной зоны для изученных образцов можно записать в виде

$$E_g(P) = E_g(0) - |\gamma| P \quad (4)$$

Для $NiGa_2S_4$ значение $|\gamma|$ составляло -0.014 eV/GP, а для $FeGa_2S_4$ dE_g / dP = -0.011 eV/GP.

Литература:

1. Nakatsuji S., Tonomura H., Onuma K., Nambu Y., Sakai O., Maeno Y., Macaluso R.T., Chan. J.Y. Spin Disorder and Order in Quasi-2D Triangular Heisenberg Antiferromagnets: Comparative Study of $FeGa_2S_4$, $Fe_2Ga_2S_5$, and $NiGa_2S_4$ // Phys. Rev. Lett. 2007. 99. 157203-4.

2. Tomita T., Nambu Y., Nakatsuji S., Koeda S., Hedo M., Uwatoko Y. Pressure dependence of electrical transport in the triangular antiferromagnetic insulators $FeGa_2S_4$ and $Fe_2Ga_2S_5$ // J. Phys. Soc. Jpn. 2009. V. 78. № 9. 094603-4.

3. Asadov M. M., Akhmedova N. A. Fusion Diagrams in the $BiBO_3$–$YbBO_3$ and $Bi_4B_2O_9$–$YbBO_3$ Systems // Int. J. Thermophys. 2014. V. 35. P. 1749–1756. DOI 10.1007/s10765-014-1673-6.

4. Глушко В.П. Термические константы веществ. База данных. URL: http://www.chem.msu.su/cgi-bin/tkv.pl?show=welcome.html.

****

О ВЫЯВЛЕНИИ СКРЫТОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ БОЛТОВ БЕЗ ДЕМОНТАЖА.

Гневко А.И., Гразион С.В.,Мукомела М.В., Панкин Д.А., Соловов С.Н., Сорокин А.А., Янушкевич В.А.

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

DISASSEMBLING-FREE EXPOSURE OF INVISIBLE DESTRUCTION OF METAL PINS.

Gnevko A.I., Grazion S.V., Mukomela M.V., Pankin D.A., Solovov S.N., Sorokin A.A., Yanushkevich V.A.

Annotation

Plastic deformation, following the destruction of thread connections, allows offering the powerful method of early detection of crack propagation using the acoustic emission.

Разъемные соединения частей конструкций, производимые с помощью болтов, получили широкое распространение в различных областях техники.

Вместе с тем, в неблагоприятных условиях эксплуатации могут наблюдаться случаи разрушения болтов. Особенно опасны процессы скрытного распространения трещин, способные приводить к авариям и катастрофам. Примером может служить катастрофа на Саяно-Шушенской ГЭС, где вследствие внезапного разрушения резьбовых соединений силовых конструкций гидроагрегатов погибло более 70 человек. Примеры можно умножить, в особенности, когда в конструкциях используются высокопрочные болты. Выявление скрытого разрушения болтов в эксплуатационных условиях затруднено тем, что они содержат концентраторы напряжения в виде резьбы. Поэтому даже малые зарождающиеся трещины с учетом размеров резьбы могут значительно понижать прочность соединений. Применение традиционных методов неразрушающего контроля – оптических, ультразвуковых, рентгеновских и других недостаточно эффективно в связи с ограниченной чувствительностью методов и плохой выявляемостью трещин на фоне резьбы.

Трудности можно было бы преодолеть, используя метод пробного нагружения с контролем акустической эмиссии. Однако использованию акустической эмиссии препятствуют шумы, возникающие в процессе нагружения.

Выход из тупикового положения заключается в возможности использования особенностей процесса пластической деформации материала болтов. Как показывают результаты испытаний образцов, содержащих усталостные трещины, процесс пластической деформации ряда материалов может продолжаться и некоторое время после окончания роста нагрузки. Продолжение деформации в период, когда нагрузка постоянна или медленно изменяется, регистрируется аппаратурой акустической эмиссии.

Поэтому для выявления скрытого разрушения резьбовых соединений без демонтажа может быть использован метод пробного нагружения с контролем акустической эмиссии, например [1]. Нагружение создается моментом, который прикладывается к гайке специальным ключом, обеспечивающим количественную оценку нагрузки. В ходе приложения нагрузки и в последующий период осуществляется регистрация параметров акустической эмиссии. В период, когда нагрузка не изменяется, шумы, вызываемые внешними устройствами, практически отсутствуют. Отсутствие шумов создает благоприятные условия для реализации высокой чувствительности акустической эмиссии к приращениям трещин.

Но для эффективного обнаружения трещин необходимо выполнение ряда условий. Главное условие – достаточная продолжительность сигнала акустической эмиссии, сопровождающего развитие трещины, после окончания повышения нагрузки. Необходимая продолжительность должна устанавливаться экспериментальным путем для каждого материала и типа разъемного соединения.

Список литературы

1. Способ выполнения монтажных соединений на высокопрочных болтах с контролируемым натяжением: пат. 2560255 Рос. Федерация: МПК G01N 29/14, G01L 5/24 (2006.01) / Гневко А. И., Гразион С. В., Гудков В. Б., Мукомела М. В., Соловов С. Н., Сорокин А. А., Панкин Д. А.; заявитель и правообладатель ФГКВОУ ВПО «Военная академия РВСН имени Петра Великого» МО РФ. – № 2014111769/12; заявл. 28.03.2014; опубл. 20.08.2015, Бюл. № 23.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ ГАММА-ОБЛУЧЕННОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ДОПЛЕРОВСКОЙ ДЕФОРМОМЕТРИИ

Арсентьев М.А.[1], Якушев П.Н.[2], Шпейзман В.В.[2], Рашковский А.Ю.[3], Смолянский А.С.[4,5]

[1]Россия, ООО «Инновационные фторопластовые технологии» arsentyev@raflon.ru

[2]Россия, ФГБУН ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН

[3]Россия, ООО «Системы для микроскопии и анализа» [4]Россия, Филиал АО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова» [5]РХТУ им. Д.И. Менделеева, Россия

STUDY OF GAMMA-IRRADIATED POLYTETRAFLUOROETHYLENE MICRODEFORMATION BY MEANS OF LASER DOPPLER INTERFEROMETRY

Arsentyev M.A.[1], Yakushev P.N.[2], Shpeiizman V.V.[2], Rashkovskii A.Yu.[3], Smolyanskii A.S.[4,5]

By means of laser Doppler interferometry (LDI), scanning electron microscopy (SEM) and atomic-force microscopy (AFM) have been carried out an investigation of the PolyTetraFluoroEthylene (PTFE) microdeformation and failure as well as the state of the fracture surface. It was shown that the increasing of the absorbed dose resulted in changing of the deformation and failure mechanism. In the case of the polymer unirradiated and irradiated to doses less than 15 kGy, the deformation of the PTFE samples have been developed plastically without failure. However, at doses from 20 to 30 kGy the crack formation and following brittle fracture have been observed.

Как известно [1], низкая радиационная стойкость политетрафторэтилена (ПТФЭ) существенно ограничивает возможность применения этого полимера и изделий на его основе в атомной технике. Для разработки методов радиационной защиты ПТФЭ и увеличения эксплуатационного ресурса полимера в поле ионизирующих излучений является актуальным изучение закономерностей деформационного поведения и изменения прочностных свойств облученного ПТФЭ. Как правило [2], испытания деформационно-прочностных свойств облученного ПТФЭ проводят в режимах и в области поглощённых доз, не позволяющих выявить детали процесса деформации и разрушения облученного ПТФЭ. Поэтому исследование деформации полимера в области низких поглощённых доз и малых приложенных напряжений может предоставить важную информацию о механизмах радиационной стабильности ПТФЭ. Для изучения микродеформации твёрдых тел, в том числе, - облученных полимеров [3] в области масштабов перемещений ~0,15 мкм широко применяют метод лазерной доплеровской деформометрии (ЛДД).

В настоящем исследовании методами ЛДД, растровой электронной и атомно-силовой микроскопии (РЭМ и АСМ, соответственно) были изучены закономерности микродеформации γ-облученного ПТФЭ и строение поверхности разрушения полимера.

Образцы ПТФЭ (ГОСТ 10007-72) были выфрезерованы из пластин полимера в виде цилиндров Ø3 мм и высотой 6 мм. Облучение образцов ПТФЭ проводили на воздухе, при комнатной температуре, в области поглощённых доз от 5 до 30 кГр, при мощности дозы ~0,2 Гр/с, с использованием установки РХМ-γ-20 в РХТУ им. Д.И. Менделеева. Исследования методами РЭМ и АСМ проводили с помощью электронного микроскопа Quanta-3D FEG (производство FEI Company, USA) и сканирующего зондового микроскопа Multimode8 (производство Bruker, USA). АСМ-данные обрабатывали с помощью программного обеспечения (ПО) ImageJ 1.49 с использованием плагина Fraclac и ПО Gwyddion 2.43, находящегося в открытом доступе в интернете.

Деформацию образцов ПТФЭ изучали с помощью установки для измерения скорости

ползучести [3], обладающей следующими техническими характеристиками: а) диапазон измеряемых скоростей перемещения: от 10^{-3} до 10^{-10} м/с; б) диапазон измеряемых перемещений: от 10^{-7} до 1 м; в)

дискретность измерения перемещения твёрдого тела $\Delta x = \lambda/4$, где λ - длина излучения лазера, применяемого в устройстве (при проведении измерений использовали лазер ЛГ-2, работающий на длине волны 633 нм); г) бесконтактный способ измерения перемещения; д) погрешность измерения $\delta_и \leq 0{,}02\%$; д) диапазон рабочих температур: от -196 до +400°С. Измерение деформации проводили на воздухе, при комнатной температуре, в режиме одноосного сжатия. Продолжительность испытания – два часа. Величина приложенной нагрузки 16 МПа. В итоге эксперимента регистрировали т.н. «кривую биений», которая возникала в результате эффекта Доплера, в результате взаимодействия зондирующего и отражённого поверхностью движущегося образца пучков света. При дальнейшем анализе «кривой биений», с помощью специально разработанного ПО «DeformationDataProcess», были опредены значения скоростей микродеформации полимера.

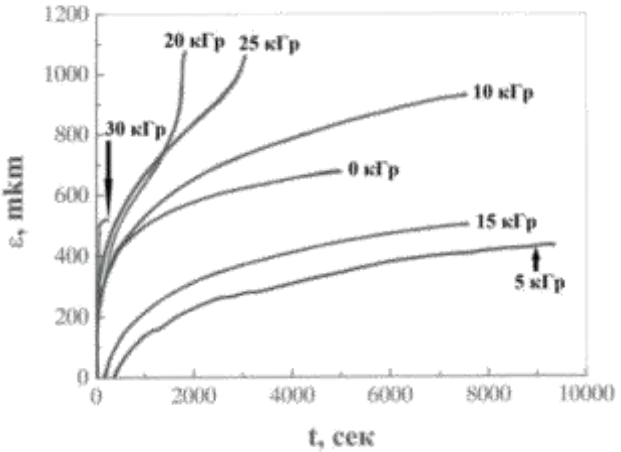


Рисунок – Зависимость деформации облученного политетрафторэтилена от времени

Таблица – Параметры деформации исходного и облученного политетрафторэтилена: предел вынужденной эластичности ($\varepsilon_в$), продольная и поперечная деформации ($\varepsilon_\parallel$, $\varepsilon_\perp$), модуль Юнга (E, МПа), время до разрушения (t, с)

Параметр/доза	0	5 кГр	10 кГр	15 кГр	20 кГр*	25 кГр*	30 кГр*
$\varepsilon_в$, %	4,0	2,9	4,0	3,2	4,3	4,5	-
$\varepsilon_\parallel$, %	26,6	14,75	18,33	20,0	18,65	16,52	7,5
$\varepsilon_\perp$, %	17,6	3,6	5,10	6,12	-	-	-
E, МПа	568,9	574,1	448,74	552,40	514,0	430,92	221,30
t, с	-	-	-	-	1800	3000	120

Примечание: (*) – образец разрушился во время испытания

Как следует из рисунка и таблицы, смена режима деформации ПТФЭ происходит при дозах 20 – 30 кГр – если в области доз от 5 до 15 кГр наблюдается пластическая деформация полимера, то при дозах свыше 15 кГр наступает охрупчивание ПТФЭ. Поэтому деформация ПТФЭ в этих условиях сопровождается появлением трещин и разрушением образца в процессе испытаний. Анализ поверхности разрушения ПТФЭ методами РЭМ и АСМ позволил обнаружить беспорядочно расположенные слои разорванных полимерных молекул. Обращает внимание значительное уменьшение значений продольной и поперечной деформации образцов ПТФЭ. Это может быть связано процессами структурирования, протекающими в ПТФЭ на начальных стадиях облучения.

Наиболее интересным оказалось обнаружение микрофлуктуаций скорости ползучести исходного и облученных образцов ПТФЭ. Многочисленные флуктуации наблюдались на стадии пластической деформации имели вид скачков скорости ползучести с максимальной амплитудой до 10 мкм/с. При этом стационарная скорость ползучести составляла ~0,01 мкм/с. Следовательно, величина эффекта достигает значений $\sim 10^3$. Таким образом, можно сделать вывод о скачкообразной природе микродеформации ПТФЭ.

Настоящее исследование было проведено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-07-00524).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1Паншин Ю.А., Малкевич С.Г., Дунаевская Ц.С. // Фторопласты. – Л.: Химия, 1978. – 232 с.

2 Радиационная стойкость органических материалов: Справочник / Под ред. В. К. Милинчука, В. И. Тупикова. - М.: Энергоатомиздат, 1986. - 272 с.

3 Шпейзман В.В., Якушев П.Н., Токовой С.А., Смолянский А.С. // Влияние γ-облучения на характеристики деформации высоконаполненного древесно-полимерного композита // Физика твёрдого тела. – 2017. – Т. 59, № 4. – С. 790 - 796

****

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРЕЛЯЦИИ МЕЖДУ МИКРОСТУКТУРОЙ И АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Параев С.А.

РФ, АО «НИИхиммаш», Москва, paraev@niichimmash,ru

INVESTIGATION OF THE CORRELATION BETWEEN MICROSTRUCTURES AND ACOUSTIC EMISSION PROPERTIES OF STRUCTURAL STEEL

Paraev S.A.

Presents the results of a study of the relationship between structure and properties of structural steel AE 12X2MФA, 15X2MФA and 12KH18N10T. The choice of measured AE characteristics and investigated the dependence of the intensity and statistical characteristics of the flow from the AE structure of the grains and the morphology of the phases. The obtained results are recommended for use in the development of new methods of AE control.

Метод акустической эмиссии (АЭ) дает уникальные возможности для исследования кинетики деформации, разрушения, кристаллизации и других процессов, протекающих в металлических и

композитных материалах под внешним воздействием [1]. Однако литературные данные о связи АЭ характеристик со структурой и механическими свойствами металлов еще недостаточно изучены, часто носят отрывочный характер и противоречивы. Например, с ростом размера зерна алюминия число импульсов АЭ уменьшалось [2] или с уменьшением размера зерна число импульсов АЭ увеличивалось [3].

В настоящей работе приведены результаты исследования корреляции микроструктуры и акустико-эмиссионных свойств конструкционных сталей 12Х2МФА, 15Х2МФА и 12Х18Н10Т, широко применяемых в машиностроении.

Для правильного выбора измеряемых параметров АЭ следует учитывать их информативность и достоверность. Запас упругой энергией Δu, выделяемой при работе источника АЭ, зависит объема источника v= L^3 (размером L) и плотности запаса упругой энергии в единице объема u:

$$\Delta u = \int_v^{\Delta v} u dv \quad (1)$$

$u = \frac{E}{2}\varepsilon^2 + \frac{G}{2}\gamma^2$(2), где ε, E *и* γ, G *– деформации и модули упругости* на растяжение и сдвиг.

Зная кинетику изменения энергии $\Delta u(t)$, деформаций $\Delta\varepsilon(t)$ *и* $\gamma(t)$, напряжений $\Delta\sigma(t)$ и других физических характеристик материала можно рассчитать спектр всех характеристик источника АЭ с помощью интегрального преобразования Фурье:

$\Delta f(\omega)=\frac{1}{\sqrt{2\pi}}\int_t^{\Delta t} \Delta f(t) e^{-i\omega t} d\omega$ (3), где ω – круговая частота. По спектральным характеристикам можно достоверно классифицировать природу источника АЭ. Однако искажения указанных характеристик источников АЭ на пути к приемнику сигналов, стохастический характер их появления не позволяют измерять отдельный источник АЭ, поэтому измеряют потоки сигналов АЭ и их статистические характеристики. Достоверность и информативность изерений АЭ возрастает с ростом интенсивности потоков сигналов АЭ и падает с уменьшением числа сигналов АЭ по закону Стьюдента.

С учетом вышеизложенного в настоящей работе измеряли потоки импульсов АЭ и их статистические характеристики: интенсивность, суммарное число, распределение по амплитудам (РА) и энергиям.

Для получения структур с различным зерном и морфологией фаз Образцы подвергали термообработке в интервале температур 700÷1250ºС. Металлографический и микроструктурный анализ проводили с помощью оптической и электронной микроскопии. Испытания проводили в интервале скоростей растяжения 0,05мм/мин ÷ 5,0мм/мин на гладких образцах толщиной до 20мм при комнатной температуру.

АЭ измерения стали 12Х18Н10Т показали, что число сигналов взрывного [1] типа линейно растет с ростом размера зерна. Растворение карбидов титана в аустените после полного отжига стали сопровождается появлением источников АЭ непрерывного типа [1]. Одновременно расширяется диапазон нагрузок сигналов АЭ взрывного типа, что можно объяснить снятием барьеров в виде карбидов титана для скачкообразного движения полос скольжения. Скачкообразное движение полос скольжения наблюдали при исследовании тонких фольг из стали 12Х18Н10Т в электронном микроскопе.

В образцах из сталей 12Х2МФА, 15Х2МФА в исходном состоянии наблюдали сигналы АЭ взрывного и «квазинепрерывного» типов, что было ожидаемым из-за наличия тонких хрупких прослоек цементита в пластинчатом перлите этих сталей. «Квазинепрерывными» они квалифицированы потому, что кривые РА имеют максимум, характерный для сигналов непрерывного типа.

После термообработки путем сфероидизации перлита максимум сигналов АЭ «квазинепрерывного» типа смещался в сторону более высоких нагрузок и снижался по величине. Это связан с тем, что цементит сферической формы обладает значительно большей прочностью, чем пластинчатый. Эффект влияния «сфероидизации» перлита на его АЭ свойства наблюдали также в образцах из стали 35 и в работе [4].

Статистический анализ потоков АЭ показал, что РА сигналов АЭ можно аппроксимировать нормальным законом (4) Гаусса, Релея (5) и их модификациями: экспоненциальным (6), логарифмически-нормальным (7) и степенным (8) законом, с доверительной вероятностью 95%,

$$f(x,\sigma)=\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{\left[\frac{-x^2}{2\sigma^2}\right]} \quad (4)$$

$$f(x,\mu,\sigma)=\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}e^{[\frac{-(x-\mu)^2}{2\sigma^2}]} \quad (5)$$

$$f(x)=\frac{1}{\lambda}e^{-\lambda x} \quad (6)$$

$$f(x,\mu,\sigma)=\frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}}e^{[\frac{-(lnx-ln\mu)^2}{2\sigma^2}]} \quad (7)$$

$$f(x)=ab^{-cx} \quad (8)$$

Модификации (5-7) отличаются на гистограммах от нормального закона наличием или отсутствием максимума, его остротой и положительной или отрицательной ассиметрией. Для сигналов АЭ непрерывного типа применим нормальный и релеевский законы (4,5),а для сигналов АЭ взрывного типа –логарифмически-нормальный (6), экспоненциальный (7) и степенной (8) законы.

Приведенные данные хорошо согласуется с известными статистическими данными о том, что распределение зерен по размерам и внутренним напряжениям в феррите подчиняются нормальному закону (4).

Исследования на образцах стали 12Х18Н10Т из показали, что с увеличением скорости почти пропоррционально растет амплитуда максимума РА непрерывной эмиссии (в) и таким же образом, уменьшается показатель степени в уравнении (8) для сигналов взрывного типа. Это указывает на то, что, во-первых, установленный ранее [2] факт пропорциональной зависимости интенсивности АЭ от скоростей деформации относится, в основном, к сигналам непрерывного типа и, во-вторых, - с ростом скорости деформации пропорционально увеличивается относительное содержание высокоамплитудных импульсов АЭ дискретного типа.

Полученные результаты исследований корреляции между структурой и АЭ свойствами сталей 12Х2МФА, 15Х2МФА и 12Х18Н10Т могут применены при разработки методик АЭ контроля в машиностроении и других отраслях промышленности.

Список литературы:

1.Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика ISBN 978-5-4442-0126-8 Год издания: 2017. Издание: 1-е. Объем: 368 стр

2.Красовский А.Я., Новиков Н.В., проблемы прочности, 1976, №10,с.3-7

3.Frederick J.R. felbeck D.K. ASTM 505, Baltimore, 1972, p. 129-139

4.Falmer I.G. Acoustic emission measurement on reactor pressure vassel steel.- Mat.Sci.,Eng.,1973,v,11m p,227-236

****

ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ СТЕСНЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ

Параев С.А.

АО «НИИхиммаш», Москва

paraev@niichimmash,ru

A STUDY OF ACOUSTIC EMISSION UNDER DIFFERENT DEGREES OF STRINGENCY OF PLASTIC DEFORMATION AT THE CRACK TIP

Paraev S.A.

The dependence of characteristics of acoustic emission (AE) to the degree of stringency of plastic deformation at the crack tip. The results of testing of samples and models of pressure vessels from steel 12Х2МФА, 15Х2МФА and 12КН18N10T . Shown a close relationship between the degree of stringency of plastic deformation at the crack tip and characteristics of the AE. The resulting data should be used to develop new methods of AE.

Метод акустической эмиссии (АЭ) получил широкое распространение на практике за счет уникальной способности обнаруживать растущие и потенциально опасные микро- и макродефекты [1]. Однако и сегодня вопросы исследования взаимосвязи между процессами трещинообразования и характеристиками АЭ остаются актуальными т.к. этот вопрос напрямую связан с обеспечением промышленной безопасности производственных объектов.

В настоящей работе представлены результаты исследований связи характеристик АЭ со степенью стесненности пластической деформации в вершине трещины в сталях 12Х2МФА, 15Х2МФА И 12Х18Н10Т.

Применяли образцы и модели разных типов: гладкие и с надрезами: плоские образцы толщиной 2.0 ÷10,0 мм, образцы для внецентренного растяжения типа ВР толщиной до 150мм, консольные образцы типа ДСВ толщиной 25,0мм и шириной 200,0 мм и модели сосудов давления, с продольные и кольцевые надрезами глубиной 1/3 от толщины стенки, которые имитировали реальные сосуды высокого давления в масштабе 1:100.

Для изменения степени стесненности пластической деформации в вершине трещины на образцы наносили боковые канавки глубиной 0,28÷0,80% от их толщины.

Испытания образцов проводили с разной скоростью деформации 005÷5,00мм/мин.

Образцы толщиной 150мм типа ВР испытывали на отечественной испытательной машине ЦДМ-250 с максимальной нагрузкой до 250т. Гидравлические испытания моделей проводили на специальном стенде с максимальным статическим давлением до 4000атм. Для измерения кинетики роста трещины применяли способ регистрации момента страгивания трещины [2].

Измеряли интенсивность и статистические характеристики потоков АЭ: интенсивность, суммарное число импульсов, распределение сигналов АЭ по амплитудам (РА) и энергиям (РЭ).

На рис.1 показаны экспериментальные значения и расчетные кривые АР для различной степени стесненности пластической деформации в вершине трещины, полученные на образцах с боковыми канавками разной глубины.

Как видно из рисунка, кривые РА имеют два участка: ниспадающий и восходящий, которые соединяются в точке минимума. Ниспадающий участок соответствует нагружению и росту пластической деформации в вершине трещины. Точка минимума кривых РА отвечает моменту страгивания трещины и максимуму приложенной нагрузки. Восходящий участок РА соответствует разгрузке в процессе роста трещины вплоть до полного разрыва образца.

На ниспадающем участке, все кривые РА практически сливаются независимо от глубины боковых канавок и, соответственно, от степени стесненности пластической деформации в вершине трещины.

На восходящем участке, крутизна подъема кривой РА различается в зависимости от глубины боковых канавок, т.е. зависит от степени стесненности пластической деформации в вершине трещины. Чем больше глубина боковых канавок, тем круче растет кривая РА, тем больше доля сигналов АЭ с большой амплитудой и больше длина скачков трещины.

Исследованы показали, что расчетные кривые РА на восходящем участке кривых можно аппроксимировать статистическими моделями, Гаусса, Релея и их модификациями: логарифмически-нормальному, экспоненциальному и степенному законам .

На рис. 1 изображены расчетные (1-3) кривые аппроксимации РА по степенному (1), экспоненциальному (2) законам и суперпозиции в виде отрицательной и положительной экспоненты (3) с вероятностью 95%:

$$y(x)=ae^{-bx} \quad (1)$$

$$y(x)=ae^{[-b(x+c)]} \quad (2)$$

$$y(x) = k_1 e^{[\frac{(-a_1 x+b_1)}{d_1}]} + c_1 + k_2 e^{[\frac{(a_2 x+b_2)}{d_2}]} + c_2 \quad (3).$$

Ниспадающая часть кривых РА апроксимируется отрицательной экспонентой в уравнении (3) и соответствует процессу пластической деформации .

Восходящая часть кривых РА апроксимируется положительной экспонентой уравнения (3), причем с ростом степени стесненности пластической деформации в вершине трещины, а также по мере распространения трещины вплоть до полного разрушения образца влияние положительной экспонентой заметно увеличивается.

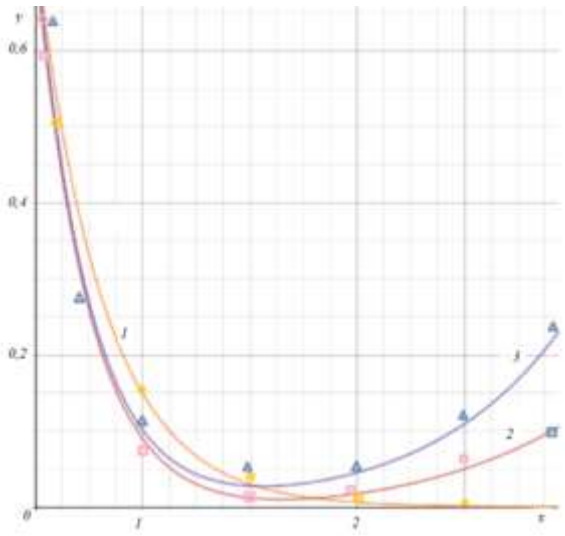


Рис.1. Зависимость распределения амплитуд сигналов АЭ от глубины боковых канавок: образец без боковых канавок - кривая 1 (уравнения 1,2), образец с боковыми канавками 18% от толщины- кривая 2 (уравнение 3), образец с боковыми канавками 80% от толщины - кривая 3 (уравнения 3). Амплитуда по оси X указана в мВ.

При гидроиспытаниях моделей указанные закономерности РА сохранялись, однако кривые РА смещались вправо и вверх, как это наблюдалось в образцах с боковыми канавками. Указанная особенность кривых АР связана с повышением степени стесненности напряженного состояния при переходе от одноосного растяжения двухосному при гидроиспытании моделей сосудов давления.

Результаты проведенных исследований показывали тесную связь между степенью стесненности пластической деформации в вершине трещины и характеристиками АЭ. Полученные данные рекомендуется использовать при разработки новых методик АЭ контроля.

Литература

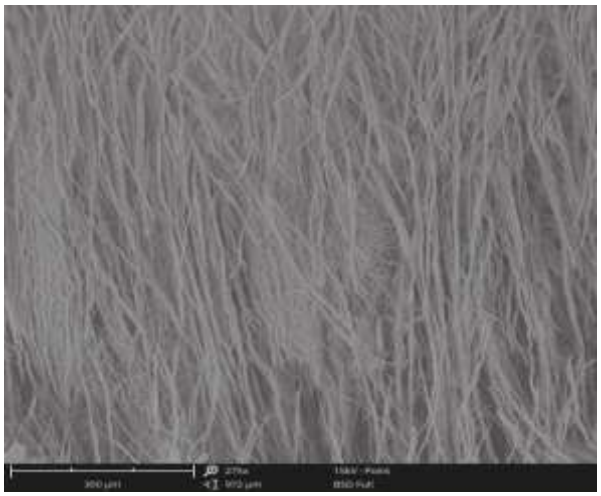
1.Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. -М.: Изд-во стандартов, 1976.-276с.

2.Регистратор страгивания трещины А.С. 545896, СССР, опубл.15.10.1976 Резников Ю.А. Горбачев В.И. Карбан А.Ф.

*****

World. Модули позволяют деформировать и растягивать различные материалы при нагрузках до 100 кг (1 кН). Нагрузка и способ испытаний зависит от типа образца и необходимой информации. Так доступны два стола для испытаний с максимальными нагрузками до 150Н (от 1,5Н до 150Н) и до 1000Н (от 150Н до 1000Н). Данные испытательные столы подходит для наблюдения кластеров волокон, полимерных пленок, тонких металлических пленок, биологических и растительных материалов.





Столик для испытаний, вид сверху *Изображение образца, полученное в электронах*

Благодаря тому, что испытания проводятся непосредственно в камере электронного микроскопа, есть возможность напрямую наблюдать все протекающее процессы, происходящие с образцом во время приложения к нему силы на сжатие либо на разрыв. Это открывает новые возможности в изучении

свойств материалов, а так же позволяет более точно описать наблюдаемые деформации. Помимо визуального контроля, в программном обеспечении сохраняется вся необходимая информация, описывающая ход эксперимента и хранящая в себе: графики приложенной силы, расстояние, на которое изменился размер образца и время, которое было на это потрачено. Циклические испытания также является возможными, можно задать количество повторений и прилагаемую силу, после чего оставить на требуемое время. Простота работы, а так же скорость получения информации позволяют получать всю необходимую информацию широкому кругу специалистов, инженеров и исследователей с разным количеством опыта и навыков.

Литература:

1) Phenom-World BV, Dillenburgstraat 9T, 5652 AM Eindhoven, The Netherlands, www.phenom-world.com ©2017. «Tensile Sample Holder»

****

СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ СВОЙСТВ СПЛАВА TI-6AL-6V (1,8...2,3)SN ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ

Гадалов В.Н., Макарова И.А., Филатов Е.А., Тураева О.А., КрасныхП.Е.
Россия, Юго-Западный государственный университет, don_filius@mail.ru

В работе рассмотрена связь механических свойств титанового сплава (Ti-6A1-6V-2Sn) с его структурой, изменяемой путем термообработки (закалка с последующим старением).
Ключевые слова: твердость, деформируемый сплав, закалка металлов.

STRUCTURE AND MECHANISMS OF THE PROPERTIES OF THE ALLOY TI-6AL-6V (1,8...2,3)SN AFTER DIFFERENT REGIMES OF HEAT TREATMENT

Gadalov V. N., Makarova I. A., Filatov E. A., Turaev, O. A., P. E. Red
Russia, South-West state University, don_filius@mail.ru

The paper considers the relation between mechanical properties of titanium alloy (Ti-6A1-6V-2Sn) with its structure, is being altered by heat treatment (hardening followed by aging).
Key words: hardness, alloys, hardened metals.

По сравнению с широко распространенным деформируемым сплавом *Ti-6Al-4V* типа $ВТ6_К$ исследуемый сплав *Ti-6A1-6V-2Sn* содержит больше ванадия, являющегося стабилизатором β-фазы, и обладает более высокой прочностью в отожженном и термообработанном состояниях.

Сплав имел следующий состав (вес. %): Al 5,08, V 5,41, Sn 1,78, Cu 0,66, Fe 0,55, C 0,02, N 0,002, H 0,172. Образцы для измерения твердости, исследования микроструктуры и рентгенографического анализа имели форму куба с длиной ребра — 12,7 мм. Испытания на растяжения проводили на цилиндрических образцах диаметром 6,4 мм, а испытания на ударную вязкость—на стандартных образцах типа Шарпи. Все образца вырезали из заготовок на расстоянии - 38 мм от их центра, причем разрывные и ударные образцы были вырезаны вдоль направления прокатки. Нагрев образцов под закалку производили на воздухе в течение 1 ч, а последующее охлаждение—в соляном растворе. Старение осуществляли в расплаве соли с выдержками до 32 ч и последующим охлаждением на воздухе.

Измерения твердости по Роквеллу (шкала С) проводили на механически полированных образцах, а для электронно-микроскопического и рентгенографического анализов полированные образцы слегка травили в реактивах следующего состава- 1) 1 % HF в 100 мм насыщенного раствора щавелевой кислоты для образцов, гомогенизированных при 843° и 2) 1 % HF + 12 % $НЬЮ_3$ в воде-для остальных образцов.

Испытания на растяжение проводили на универсальной гидравлической машине мощностью 54 т при скорости деформации 0,005 $мин^{-1}$ до удлинения 0,2 %, а затем со скоростью перемещения захватов 5 мм/мин до разрушения.

Изучение влияния температуры закалки (т.е. температуры обработки на твердый раствор) в интервале (704.982) °С на твердость образцов выявило четыре участка изменения твердости, соответствующие различный микроструктурам. В интервале (704.788) °С твердость практически не зависит от температуры закалки и равна примерно (33.34) HRC. Относительно небольшое, но отчетливое на (2.3) HRC уменьшение твердости возникает при изменении температуры от 815 до 843 °С. Дальнейшее повышение температуры закалки приводит к возрастанию твердости до 46 HRC при температуре β - превращения. При более высоких температурах закалки твердость не изменяется.

Влияние старения на твердость исследовали при трех температурах старения 371, 482 и 593 °С и выдержках от 2 мин до 32 ч. Полученные результаты показали, что после закалки с 760 ^{0}С твердость слегка возрастает в результате старения при 371 и 482 ^{0}С и выдержках до 2 час, а затем остается практически постоянной. В случае старения при 593 ^{0}С первоначальный рост твердости примерно на 3 HRC сопровождается ее постепенным падением. Этот умеренный рост твердости, наблюдаемый при старении в условиях, когда β-фаза сохраняется после закалки до комнатной температуры, обусловлен процессами выделения второстепенных легирующих элементов, таких как медь и железо, а также α_2-фазы (Ti_3A1) в первичной α—фазе.

В случае β - α' - превращения в процессе охлаждения при закалке, минимальный рост твердости наблюдается в течение нескольких первых минут последующего старения. Например, после закалки с 843 ^{0}С сплав в закаленном состоянии имеет твердость 33 HRC. Старение при 371, 482 и 593 ^{0}С в течение 2 мин приводит к увеличению твердости до 40, 46 и 45 HRC соответственно.

Максимальная твердость достигается в результате старения до 2 мин при 482 и 593 ^{0}C. Дальнейшее увеличение выдержки оказывает слабое влияние в случае старения при 482 °C, тогда как более длительное старение при 593 ^{0}C сопровождается падением твердости. В результате старения при 593 в течение 32 час твердость снижается до 39 HRC.

После закалки с 927 ^{0}C твердость в результате 2 мин старения при 482 ^{0}C возрастает от 43 HRC до 50 HRC. Более рост твердости после начальных стадий старения образцов, закаленных с 870 и 927 ^{0}C, связан с превращением α'→ α+ β

Электронно - микроскопические исследования с помощью реплик показали, что после закалки с 760 °C структура состоит из первичной α - фазы и β -фазы. В результате старения β - фаза претерпевает превращение с образованием переплетенной структуры. Закалка с 843 ^{0}C вызывает почти полное превращение β - фазы в α' - фазу. При последующем старении α' - фаза распадается на α+ β. В образцах, закаленных с 927 °C, структура состоит преимущественно из α — фазы, но еще присутствуют малые количества первичной α - фазы. Повышение температуры закалки из α+ β - области ведет к уменьшению содержания первичной α - фазы. Старение и в этом случае ведет к превращению α'→ α+ β.

Наиболее существенным результатом испытаний на растяжение является низкий предел текучести и высокая пластичность образцов, закаленных с 815 и 927 °C. Для этого состояния характерна также низкая величина отношения предела текучести к пределу прочности ~ (0,4...0,5).

Повышение температуры закалки до 927 °C обеспечивает предел текучести 195 кг/мм^2, что примерно в два раза больше наблюдаемого после закалки с 815 или 843 °C. При этом происходит также сильное снижение пластичности, особенно относительно сужения площади поперечного сечения: от 37 % при 843 ^{0}C до 7 % при 927 ^{0}C.

Необычно низкий предел текучести и повышенная пластичность образцов, закаленных с 843 ^{0}C, связаны с наличием в них не состаренного мартенсита. Это объясняется следующими причинами:

1. Количество β - фазы в этих образцах явно меньше 3 %, что вытекает из данных рентгеноструктурного анализа. Поэтому представляется маловероятным повышение пластичности связывать с превращением β - фазы в мартенсит.

2. Старение этих образцов при температуре около 540^0 вызывает существенное повышение твердости. Поскольку такие высокие температуры старения исключают образование ω - фазы, то основное упрочнение связано с распадом мартенсита. Распад таких малых количеств β — фазы до равновесного состава α + β, очевидно, не обеспечивает рост твердости или снижение пластичности образцов, состаренных в этих условиях.

По-видимому, рост твердости и предела текучести в интервале температур (843…927) ^{0}C обусловлен распадом мартенсита на α - фазу и субмикроскопическую β - фазу, протекающим во время охлаждения при закалке, причем степень распада связана с температурой M_s. В сплаве Ti—6A1-6V-2Sn содержание ванадия в β - фазе уменьшается, а содержание алюминия увеличивается по мере повышения температуры закалки из α + β области. Так как в двойных Ti-A1 сплавах температура M_s возрастает с увеличением содержания A1, в то время как увеличение содержания ванадия ведет к снижению точки M_s, то в исследованном сплаве повышение температуры закалки должно вызывать повышение температуры точки M_s. Таким образом, рост твердости и предела текучести, а также уменьшение пластичности объясняются склонностью образцов к более полному распаду мартенсита в процессе охлаждения при закалке, обусловленному высокой температурой точки M_s. В результате старения отношение предела текучести к пределу прочности возрастает примерно до 0,85.

В закаленном состоянии значение модуля упругости наблюдается при (815...843) ^{0}C и составляет примерно 8750 кг/мм^2. При закалке образцов из β - области получали более высокие значения модуля упругости по сравнению с наблюдаемыми в случае закалки из α + β - области.

Старение повышает модуль упругости сплава приблизительно до 1120 кг/мм^2 . Несколько завышенные результаты, полученные на образцах, состаренных после закалки с 927 ^{0}C, объясняются влиянием условий испытания. Максимальной ударной вязкостью обладают образцы, закаленные с температуры около 815 ^{0}C. Старение при 482 ^{0}C приводит к уменьшению вязкости, усиливающемуся по мере повышения температуры закалки из α + β — области. Кроме того, следует отметить, что после закалки с 760 ^{0}C старение вызывает незначительное изменение ударной вязкости.

Выводы

1. Значительное повышение прочности сплава Ti-6Al-6V-2Sn может быть достигнуто путем соответствующего подбора температур закалки и старения. Этот эффект может быть вызван тремя причинами: а) распадом α' -мартенсита; б) выделением α_2 - фазы (Ti_3A1) и в) процессами выделения второстепенных легирующих элементов: меди и железа.

2. На образцах, закаленных с 760 ^{0}C, старение вызывает умеренный рост прочности при слабом уменьшении пластичности и ударной вязкости.

3. Механические свойства образцов, закаленных с температур около (815...843) ^{0}C, характеризуются низкой прочностью, высокой пластичностью и малым значением отношения предела текучести к пределу прочности. Такое сочетание свойств обеспечивает хорошую обрабатываемость сплава и легкость его деформирования при комнатной температуре. После старения закаленные из этого температурного интервала образцы приобретают максимальное упрочнение и наиболее сильно теряют пластичностью

4. Образцы, закаленные с 927 ^{0}C, обладают высокой прочностью и низкой пластичностью и вязкостью. Последующее старение приводит к дальнейшему росту прочностных свойств и падению характеристик пластичности.

5. Закалка с температур выше точки образования β — фазы приводит к низкой пластичности образцов, как в закаленном, так и в состаренном состояниях.

Результаты исследований, изложенные в настоящей работе не противоречат общеизвестным работам по титановым сплавам [1-4].

Список литературы

1. Колачев, Б.А. Механические свойства титановых сплавов [Текст] / Б.А. Колачев, И.С. Полькин, В.Д. Талалаев // М.: ВИЛС. 2000. 316 с.

2. Колачев, Б.А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике [Текст]. Под редакцией А.Г. Братухина / Б.А. Колачев, Ю.С. Елисеев, Ю.С. Братухин [и др.] // М.: Изд-во МАИ. 2001. 412 с. с ил.

3. Хорев, М.А. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития [Текст] / М.А. Хорев, А.И. Хорев // Материаловедение. 2005. №7. С. 25-34.

4. Хорев, А.И. Создание теоретических и практических основ получения высокой и сверхвысокой конструкционной прочности перспективных титановых сплавов / А.И. Хорев // Ti — 2008 в СНГ. М., 2008. С. 248-261.

****

ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ В НОВЫХ СТАНДАРТАХ НА СТАЛИ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Одесский П.Д., Гуров С.В., Конина С.М.

ЦНИИСК им. В.А.Кучеренко-АО «НИЦ «Строительство», Россия, E-mail – odesskiy@tsniisk.ru

Массовым видом продукции чёрной металлургии является листовой, фасонный прокат, а также трубы из сталей с $б_т$=200…700Н/мм^2, широко используемый в конструкциях, обычно сварных. Проектирование и изготовление конструкций до недавнего времени базировалось на стандартах, отражающих уровень металлургии 60-80х годов прошлого века. (ГОСТ 27772-88, ГОСТ 19281-2014 и т.п).

В конце 2016г. вступил в силу ГОСТ 27772-2015 на прокат, отражающий современные практические возможности большой металлургии, в стадии утверждения находятся отдельные стандарты на электросварные трубы и двутавровые балки с параллельными гранями полок для строительных металлических конструкций.

Общая сравнительная характеристика стандартов представлена в таблице №1.

Таблица 1

Стали для металлических конструкций по ГОСТ 27772

Уровень прочности	Предел текучести $б_т$, Н/мм²,	Характеристика химического состава, марка стали	
		ГОСТ 27772-88	ГОСТ 27772-2015
Обычный	<290	Малоуглеродистые стали типа Ст3, например С235	
		С ≤ 0,22%; Mn≤0,15%; S≤0,050%; P≤0,040%	C≤0,17%; Mn≤1,0%; S≤0,025; P≤0,035%
Повышенный	290≤$\sigma_т$<390	Малоуглеродистые низколегированные стали с С≤0,15%, с содержанием легирующих~2,5% типа 09Г2С, например:	
		С345: S≤0,040%; P≤0,35%; C≤0,15%	С355, допускается микролегирование V и Nb: S0,015%; P≤0,017%; C≤0,14%
Высокий	390≤$\sigma_т$<540	Стали микролегированные нитридами ванадия марок 14Г2АФ (С390) и 16Г2АФ (С440) (S≤0,040%; P≤0,035%; C≤0,18 и ≤0,20% соответственно)	1) Микролегированная сталь 09Г2ФБ (С390 и С440) 2) Cr-Si-Ni-Cu-сталь типа 10ХСНДА (С390-1). В случаях 1) и 2) C≤0,12%;S≤0,010%; P≤0,017%
Высокий	$\sigma_т$≥540	Термически улучшенная сложнолегированная сталь с молибденом марки 12ГН2МФАЮ (С590); C≤0,14%; S≤0,035%;P≤0,035	Сталь с молибденом типа 08Г2МФБ упрочненный ТМО с ускоренным охлаждением (С590) C≤0,10%;S≤0,004%; P≤0,015%

Видно, что уровни прочности, а, точнее, потребности строителей в прокате различной прочности, со времени составления ГОСТ 27772-88 в целом не изменились, но произошли существенные уточнения в легировании сталей, содержании углерода, особенно вредных примесей, в первую очередь, в случае сталей высокой прочности. Это связано с кардинальным изменением технологии производства и упрочнения рассматриваемых сталей, произошедших в металлургии за последние ~ 20 лет.

Фактически при составлении новых стандартов реализовалась хорошо известная основная концепция повышения качества рассматриваемых сталей: усиление дисперсности структуры проката в сочетании с повышением чистоты металла по вредным примесям и газам, что достигается в металлургии при широком освоении технологий внепечной обработки металлов, а также различных технологий упрочнения проката. Если типичной микроструктурой горячекатаных сталей обычной и повышенной прочности в сталях по ГОСТ 27772-88 явилась феррито-перлитная смесь с величиной зерна 25-50 мкм, то в сталях, регламентированных новым стандартом, упрочненных термомеханической прокаткой с последующим ускоренным охлаждением, формируется дисперсная многоступенчатая структура с сочетанием больше- и малоугловых границ с характерным размером структурного элемента ~ 1 мкм. Аналогичным образом улучшилась и чистота по вредным примесям фактически на порядок (см. таблицу) и неметаллическим включениям.

Эксплуатационные свойства элементов металлических конструкций определяются именно микроструктурой, в отличии от деталей машины и механизмов, работоспособность которых в первую очередь зависит от специального комплекса конструктивно-технологических мероприятий (обеспечение высокой чистоты поверхностей, формирование поверхностных слоёв со специальными свойствами и т.п.).

В качестве основной стандартной характеристики сопротивления проката разрушению различной природы традиционно выбирается величина ударной вязкости как наиболее чувствительный параметр к неблагоприятным изменениям в микроструктуре, поскольку при испытаниях на ударный изгиб реализуются основные сильные факторы перехода стали из вязкого

состояния в хрупкое (динамический характер разрушающей растягивающей нагрузки, отрицательная температура, наличие надреза на образцах, объёмность напряженного состояния).

Для обеспечения хорошей «структурной» чувствительности величины ударной вязкости необходимо определенное соответствие между остротой (радиусом) надреза образца (r) и характерным размером зерна (d). Согласно Я.Б.Фридману r/d≈10. Поэтому в ГОСТ 27772-2015 регламентировано применение образца с острым V-образным надрезом (r=0,25мм) (тип 11 по ГОСТ 9454) вместо образца типа 1 с U-образным надрезом (r=1мм), в основном применяемом в старом стандарте.

Как показывают данные таблицы 2 критические температуры образцов типа 11 соответствуют температурам нулевой пластичности $T_{нп}$ и первой критической $T_{1кр}$, определенным на крупных имитационных образцах.

Таблица 2

Критические температуры вязко-хрупкого перехода проката толщиной 20 мм из сталей для металлических конструкций

№№ п.п.	Марка стали	Состояние поставки	σ_m, Н/мм²	Критическая температура вязко-хрупкого перехода,°С					
				$T_{нп}$	$T_1^к$	T_{11}^R	t_{11}^4	$T_{1кр}$	$t_р$
1	ВСт3сп	ГК	285	0	-40	0	0	+20	+20
2	14Г2	ГК	330	+10	-40	0	0	+20	0
3	10Г2С	ГК	356	-20	-40	-10	-20	0	0
4	09Г21С	Н	325	-20	-70	-20	-20	0	-10
5	14Г2	ТУ	453	-30	-70	-20	-30	0	0
6	10Г2С1	ТУ	428	-40	-90	-40	-40	-20	-20
7	14Г2АФ	Н	406	-30	-70	-40	-40	-20	-20
8	14Г2АФ	ТУ	435	-60	-100	-60	-60	-40	-30
9	17Г2МАФпс	ТУ	657	-20	-40	-20	0	-70	-10
10	14ГСМФР	ТУ	631	-30	-40	-40	-40	-40	-20
11	12ГН2МФАЮ	ТУ	610	-60	-100	-70	-70	-40	-30
12	10ХСНДА	ТУ	420	-70			-70		

Примечание: 1. ГК-горячекатаное состояние: Н - нормализация: ТУ-термическое улучшение.
2. Индекс "К" в $T_1^к$ - критериальное значение ударной вязкости (KCU =К) зависит от прочности стали: для №1 - К=29 Дж/см²; для № 2…4 – К=34 Дж/см². Для №5…8- К- 39 Дж/см²; для №9…11 - К= 49Дж/см²: Индекс «R» в T_{11}^R - критериальное значение для случая №1…4 - R-34 Дж/см² на продольных образцах и R =25 Дж/см² на поперечных образцах для остальных случаев (№5…11) $T_{нп}$ - критическая температура при испытании крупных образцов по Кинцелю по критерию сужения у дна надреза разрушенного образца, когда Ψ=1 %. $t_р$ - температура остановки трещины при испытаниях по Робертсону. t_{11}^4- относительное сужение у дна надреза разрушенного образца с V-образным надрезом (типа 11) по критерию Ψ= 4%. $T_{1кр}$ - критическая температура по содержанию 50% волокна в изломе.

При этом необходимо отметить, что для обеспечения хорошей ранжируемости проката с высокодисперсными структурами следует использовать образцы с концентратором в виде усталостной трещины (тип 15 по ГОСТ 9454) и даже с дополнительными острыми боковыми канавками.

Многолетними исследованиями показано, что прокат с достаточно высокой ударной вязкостью также обладает соответствующим комплексом эксплуатационных характеристик (z-свойствами, сопротивлением коррозии под напряжением, свариваемостью и т.п.). Правильно оцениваемая ударная вязкость фактически является важнейшим параметром конструктивной прочности сталей для металлических конструкций.

****

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА ТРИП-СТАЛИ ВНС9-Ш С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА КАЛОМЕТРИИ

Столяров В.В.[1], Синева С.И.[2], Терентьев В.Ф. [3], Мисоченко А.А. [1], Слизов А.К.[4]

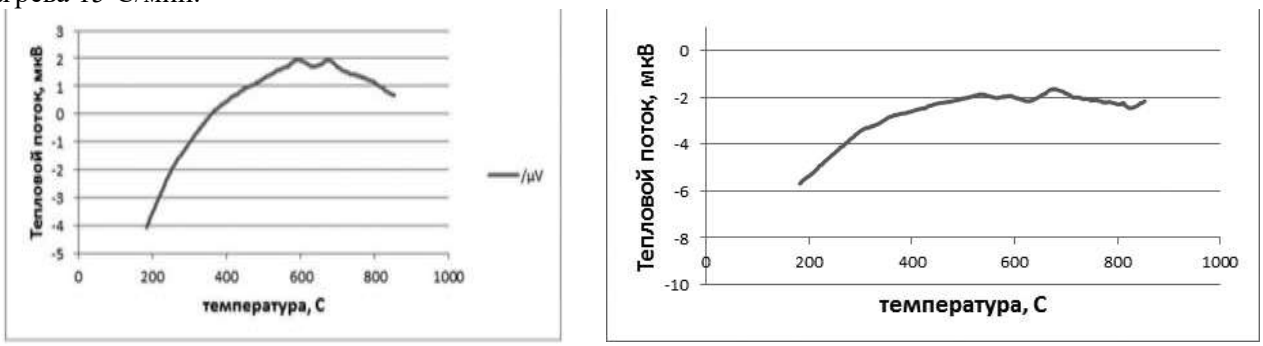
[1] Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН), 101990, Россия

[2] Санкт-Петербургский Политехнический университет имени Петра Великого (СПбПУ), Санкт-Петербург, 195220, Россия

[3]ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия, e– mail: fatig@ mail.ru

[4]ОАО «Камов», Люберцы Московской обл., 140007, Россия

Исследования [1] показали, что при высоких температурах отпуска (более 450^0C) в аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш происходит распад мартенсита деформации. Однако для поиска оптимальных режимов электропластической деформации важно знать интервал температур, в котором происходит индуцированное деформацией превращение A→M, например, при растяжении с током [2]. В первом приближении можно ориентироваться на результаты, полученные методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), полученные в данной работе. Материалом исследования была холоднокатаная лента толщиной 0,3 мм из трип-стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш). Химический состав стали ВНС 9-Ш, % (мас.): 0,25 C; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа. Структура стали в исходном состоянии представляла собой смесь мартенсита деформации и нагартованного аустенита (57% мартенсита и 43% аустенита). Размер зерна аустенита в направлении прокатки составлял ≈25 мкм. Регистрацию фазовых и структурных изменений проводили с использованием метода дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) в интервале температур от 200^0C до 800^0C с использованием корундового тигля объемом 80 мкл и датчика Pt/PtRh10% в атмосфере воздуха и аргона со скоростью нагрева 15^0C/мин.



а *б*

Рис. 1 ДСК - кривые при нагреве трип стали в атмосфере аргона (а) и воздуха (б)

На рис. 1 представлены экспериментальные данные сигнала теплового потока в зависимости от температуры нагрева материала из стали ВНС9-Ш, полученные методом ДСК в атмосфере воздуха и аргона. На рис. 1а обнаружены два пика при 520^0C и 673^0C, связанные со структурно-фазовым переходом. Эксперимент на воздухе привел к небольшому смещению первого пика до 540 °C. Диагностируемая температура 520^0C хорошо коррелирует с зависимостью прочностных свойств от температуры отпуска стали ВНС9-Ш [1]. При этом наблюдается повышение предела прочности, которое можно объяснить образованием мелкодисперсных карбидов типа $Cr_{23}C_6$ на границах мартенситных кристаллов [3]. Вторая критическая температура 673^0C, зарегистрированная методом ДСК, по-видимому, коррелирует с коагуляцией карбидов хрома и началом обратного превращения мартенсита деформации. По данным рентгеноструктурного анализа и результатов механических свойств, этот процесс уже происходит при 600^0C. Такое различие данных механических свойств и результатов, полученных методом ДСК, может быть связано с особенностями приготовления материала для анализа. Дело в том, при нарезке мелких кусочков тонкой ленты из стали ВНС9-Ш для тигля объемом 80 мкл механическим путем в материале несколько увеличивается количество мартенсита деформации по сравнению с исходным материалом. Таким образом, данные рентгеноструктурного анализа и механических свойств по определению точек фазовых переходов не совсем совпадают с данными ДСК. Тем не менее метод ДСК может быть использован для оценки критических точек для таких тонколистовых материалов как трип- сталь ВНС9-Ш.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 16-58-48001.

Литература

1. В.Ф. Терентьев, Елисеев В.М., Матюнин, А.К. Слизов, А.Ю. Марченков, В.П. Марченков, В.П. Сиротинкин, А.С. Баикин, Г.С. Севальнёв. Влияние температуры отпуска на механические свойства и фазовый состав тонколистовой трип- стали // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 11. С. 30-33.

2. V.V. Stolyarov, E.A. Klyatskina, V.F. Terentyev, Suppression of trip effect in metastable steel by electrical current, Letters on materials 6 (4), 2016 pp. 355-359

3.Вознесенская Н.М., Изотов В.И., Ульянова Н.В., Попова Л.С., Потак Я.М. Структура и свойства высокопрочной нержавеющей стали 1Х15Н4АМ3 // Металловедение и термическая обработка металлов. 1971.№ 1. С. 32-35.

****

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Поляков А.Н., Пугачев М.С.

Россия, Институт машиноведения им. А.А Благонравова РАН,
SLebedinski@Yandex.ru

SIMULATION OF DEVELOPMENT FATIGUE CRACKS IN LOW ALLOY STEELS UNDER TRANSIENT LOADING

Lebedinskii, S. G., Moskvitin G. V., Polyakov A. N., Pugachev M. S.

The analysis possibility adapting a generalized model Willenborg to simulate the process of development of fatigue cracks in steel 20GFL under harmonic loading with the inclusion of tensile overload cycles.

Для прогнозирования ресурса по условию живучести несущих элементов железнодорожных конструкций, в виду их сложного эксплуатационного нагружения, проводятся усталостные испытания образцов при блочном нагружении. Алгоритм формирования таких блоков и программ в целом, определяется задачами, с одной стороны отразить наиболее полно повреждающие особенности реальных спектров нагружения, а с другой стороны, заложить возможность использования результатов эксперимента в расчётах для более широкого изменения эксплуатационных условий. В качестве предварительного анализа и планирования таких тестовых программ нагружения могут быть использованы результаты расчётов по упрощённым моделям развития усталостных трещин при нерегулярном нагружении. В данной работе проведён анализ возможности использования для таких расчётов широко известной обобщённой модели Уилленборга [1].

Модель Уилленборга в обобщенном варианте хорошо апробирована, применяется в известных комплексных программах расчёта живучести элементов авиационных конструкций [2]. Обобщённая модель Уилленборга относится к типу моделей, которые определяют закономерности развития усталостных трещин, используя понятие эффективного коэффициента интенсивности напряжения (КИН) Keff. Алгоритм модели представляется следующими зависимостями:

$(Keff)max=Kmax-Kred$; $(Keff)min = Kmin-Kred$; $Reff= (Keff)max/(Keff)min$;

Где $Kred= Ф \cdot [K^{o}max\cdot(\sqrt{1-\Delta L/rp})- Kmax]$;

$Ф=(Kmax-Kth)/(K^{o}so-Kmax)=(1- Kth/ Kmax)/(Rso-1)$; $Rso = K^{o}so/ Kmax$

$rp =(1/2\pi)\cdot(K^{o}max /Бт)^{2}$

Keff – эффективный КИН, который в соответствии с кинетической диаграммой усталостного разрушения (КДУР) определяет скорость развития трещины в области влияния перегрузки;

Kred - слагаемое, понижающее уровень КИН в результате влияния растягивающей перегрузки;

ΔL- длина трещины, определяемая с момента действия перегрузки;

rp- величина пластической зоны от действия перегрузочного цикла;

$K^{o}so$ –величина КИН от перегрузочного цикла, при действии которого трещина полностью останавливается;

Rso –параметр, которому придаётся смысл, величины перегрузки, полностью останавливающей трещину;

Kth – пороговый уровень КИН, определяемый КДУР материала.

Адаптация модели к закономерностям развития усталостных трещин в низколегированных сталях может быть проведена на основании результатов тестовых испытаний на образцах. Здесь рассмотрено влияние на результаты расчёта возможного изменения Kth , в силу характерного разброса, или снижения этой величины при некоторых условиях нерегулярного нагружения [3]. При этом параметр Rso, который тоже может быть определён на основании соответствующего эксперимента, принимался равным 2,3. Механические свойства стали 20ГФЛ, полученные при испытаниях на растяжение: предел текучести $\sigma_т$ = 390 МПа; предел прочности $\sigma_в$=590 МПа; δ=24%; Ψ=36%. - относительное удлинение и сужение, соответственно (ГОСТ-1497-84). Испытания проведены на образцах для внецентренного растяжения (тип С(Т)) размером 125 х 120 мм., толщиной 9 мм., вырезанных из надрессорной балки по схеме, приведённой в [4]. При испытаниях прикладывался однократный перегрузочный цикл с максимальным значением Kp=39,63 МПа·м$^{1/2}$ и затем синусоидальное регулярное нагружение с амплитудой 11,35 МПа·м$^{1/2}$ при коэффициенте асимметрии R=0,5.

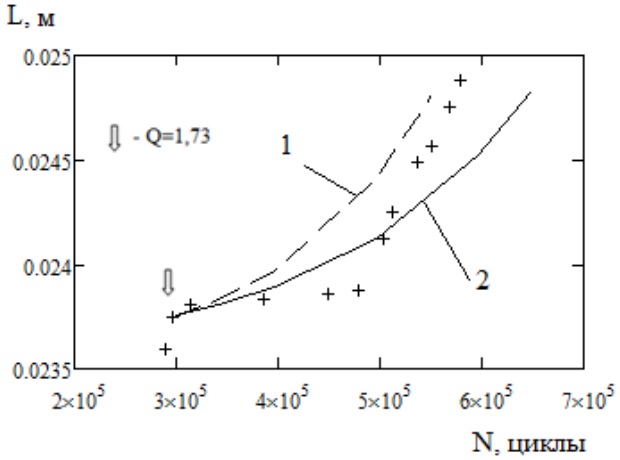


Рис. 1 Зависимость длины трещины от числа циклов нагружения в области влияния перегрузки $Q=K^n_{max}/K_{max}$ (Сталь 20ГФЛ). 1 и 2 - расчет при K_{th}=11,34 и 12,34 МПа·м$^{1/2}$, соответственно. ++ - эксперимент.

Следует отметить, что расчётный интервал влияния перегрузки по длине трещины (он заканчивается на концах кривых 1 и 2 при длине трещины 0,02482 м) больше, чем показывает эксперимент (рис. 1). Но поскольку задержка трещины при небольших перегрузках носит по длине трещины очень локальный характер (здесь расчётная величина около 1 мм), то существенно сказываются структурные особенности материала. Из рисунка видно, что снижение величины Kth на 8% (с 12,34, что даёт КДУР, до 11,34) уменьшает расчётное значение задержки развития трещины от предшествующей перегрузки почти на 10^5 циклов.

Выводы. Проведённые исследования показывают, что обобщённая модель Уилленборга через параметр Kth может быть в определённой степени адаптирована к свойствам материала и условиям нерегулярного нагружения. Это можно сделать на основании предварительных нетрудоёмких тестовых экспериментов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант № 17-08-01513А).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Willenborg, J., Engle, R.M., and Wood, H.A., A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept, AFFDL-TM-71-1-FBR, Air Force Flight Dynamics Laboratory, 1971.

Нестеренко Б.Г. Расчет роста усталостных трещин // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2007. №5. - С. 66-70.

Москвитин Г.В., Лебединский С.Г. Особенности развития усталостных трещин в стали железнодорожных конструкций при нерегулярном нагружении / Г.В. Москвитин, С.Г. Лебединский // Международные Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одинга «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ». Москва. 6-7 сентября 2016 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН. 2016. - С.90-91.

Москвитин Г.В., Лебединский С.Г., Пугачев М.С. Стадии развития усталостных трещин в низколегированной стали при нерегулярном нагружении // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2015. №2. - С. 28 -31.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ

Мотова Е. А., Никитина Н.Е.

Россия, Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального государственного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики Российской академии наук» (ИПМ РАН), E-mail:motik-1@mail.ru

STUDY ON THE ACOUSTIC PROPERTIES OF THESTEELS

Motova E.A., Nikitina N.Ye.

The possibility research of the influence of plastic deformation on the twisted steel rods using the acoustic of measurements.

Принцип работы различных механизмов, в частности, торсионов [1], основан на упругих свойствах металла сопротивляться деформациям кручения. Для повышения динамических свойств, воспринимаемой нагрузки и максимального угла закрутки торсион подвергают заневоливанию, заключающемуся в закрутке горячего торсиона за предел его упругости и выдерживании в таком положении некоторое время. Остаточные напряжения, полученные при заневоливании, позволяют повысить рабочую нагрузку и угол закрутки торсиона в эксплуатации.

Исследовано влияние пластических деформаций и остаточных напряжений, возникающих в стальных стержнях, закрученных на разное количество оборотов, на скорости акустических волн, распространяющихся вдоль стержня. В качестве объектов для акустических измерений мы использовали образцы, подвергнутые воздействию крутящего момента в машине для механических испытаний КМ-50-1. Поскольку большинство из них после пятого-шестого оборота подвижного захвата разрушались, для ультразвуковых (УЗ) исследований мы ограничились пятью оборотами. Торцевые части образцов, используемые для их закрепления в испытательной машине, были отпилены, а торцы оставшихся стержней – отшлифованы. Один из них, не подвергавшийся закручиванию, использован нами в качестве «эталона» неповрежденного стержня.

С помощью экспериментальной установки для измерения характеристик акустических импульсов, описанной в работе [2], и пьезопреобразователя с резонансной частотой около 5 МГц, для возбуждения и приема УЗ импульсов контактным способом, нами проведены прецизионные измерения времени распространения продольных волн вдоль стержня. В экспериментах наблюдали возбуждение в стержнях «стержневой» (скорость порядка 5500 м/с) и «поршневой» (скорость около 6000 м/с) мод. Скорость последней соответствует скорости объемных волн, распространяющихся в отпиленных плоских торцах образцов. Относительная погрешность измерения скорости определяется погрешностью измерения времени задержки, оцененной нами в $1{,}5\cdot10^{-4}$, а абсолютная погрешность ее вычисления, при значении 6000 м/с, равна 0,9 м/с. Для учета изменения плотности материала при кручении проведено взвешивание исследованных стержней.

В результате измерений скорости упругих волн и плотности материала, показано, что скорость УЗ волны не меняется вплоть до угла закрутки на 3 оборота, далее начинает расти. Проведенные исследования позволили оценить влияние степени закрутки стержня на такие величины, как волновое сопротивление ρV (а в механике - характеристический импеданс, динамическая жесткость) и «прочностная» характеристика ρV^2. Показано возрастание указанных величин при увеличении пластической деформации кручения стальных образцов.

Методы упрочнения конструкционных материалов, такие, как наклеп или заневоливание, широко применяются на практике и имеют проверенный прикладной аспект. Мы же попытались посмотреть на напряженно-деформированное состояние стального стержня с другой стороны, «изнутри». Оказалось, что изменение «прочностной» характеристики ρV^2 на 0,2% сигнализирует о близости материала к предельному состоянию (разрушению из-за больших сдвиговых деформаций).

Данную методику можно использовать для предсказания начала разрушения торсионов, которые по своей специфике подвергаются воздействию крутящего момента за пределами области упругости.

Памяти д.т.н. Никитиной Н.Е. посвящается.

Литература

1. КРАЙНЕВ А.Ф. СЛОВАРЬ-СПРАВОЧНИК ПО МЕХАНИЗМАМ. - М.: МАШИНОСТРОЕНИЕ, 1987. 560С

2. Моничев С.А., Никитина Н.Е. Ультразвуковой эхо-метод исследования упругих свойств твердых тел. Препринт № 24-04-03/Нф ИМАШ РАН. Н. Новгород, 2004. 22 с.

****

АДАПТИВНАЯ ФИЛЬТРАЦИЯ СИГНАЛОВ В СОВРЕМЕННЫХ ДИАГНОСТИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ АЭ-МОНИТОРИНГА

Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Никитин А.В.

Россия, Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», nikulin@misis.ru

Nikulin S.A., Khanzhin V.G., Rozhnov A.B., Nikitin A.V.

Acoustic emission (AE) monitoring systems are used in various industries to monitor the state of objects and technological processes for quality control of products. One of the new ways of filtering AE signals in conditions of severe technological noise is adaptive filtering. This work describes software development for implementation of adaptive digital filtering of AE signals in the LabVIEW environment and its implementation using an AE-based monitoring system based on the NI PXI-1042Q platform.

Системы акустико-эмиссионного (АЭ) мониторинга сигналов используются в различных отраслях промышленности для контроля состояния объектов (сосуды давления, цистерны, трубопроводы и др.) и технологических процессов (контроль процессов сварки, деформационной обработки и др.) для контроля качества продукции. В отличие от лабораторного применения метода АЭ для материаловедческих исследований, промышленные применения систем АЭ-мониторинга часто сталкиваются с необходимостью работы в условиях сильных технологических шумов (движение жидкости в трубопроводах, процессы трения, ударов, электромагнитные шумы и др.). Борьбу с шумами осуществляют различными методами, например, выбором необходимой частоты сигналов, созданием демпфирующих барьеров в определенных точках конструкций, применением датчиков АЭ совмещенных с предварительными усилителями, а также с помощью фильтрации на программном или программно-аппаратном уровне. Одним из современных способов фильтрации сигналов АЭ в условиях сильных технологических шумов является адаптивная фильтрация.

Адаптивные устройства отличаются обратной связью параметров передаточной функции системы обработки с параметрами выходных (и входных) сигналов. Обратная связь позволяет системе «самонастраиваться» на оптимальную обработку сигналов. Частотная характеристика адаптивных фильтров автоматически регулируется или модифицируется в соответствии с определенным заданным программно критерием, позволяющим фильтру адаптироваться (подстраивается) к изменениям характеристик входного сигнала.

В работе была использована система АЭ–мониторинга на основе модульной платформы NI PXI-1042Q. Программное обеспечение разрабатывалось в среде графического проектирования LabVIEW 2016 с использованием NI LabVIEW Digital Filter Design Toolkit. Для выделения сигналов акустической эмиссии на фоне сильных акустических шумов использовался специально разработанный в LabVIEW двухканальный программный адаптивный фильтр. Подавая на один канал сигнал с шумом, а на второй только шум, становится возможным в режиме реального времени отфильтровывать шум в первом канале.

Система для адаптивного фильтрации имеет два входа: «сигнальный», искаженный шумом и сигнал шума (опорный сигнал). Адаптивный фильтр состоит из блока цифрового фильтра с регулируемыми коэффициентами фильтра и адаптивного устройства (алгоритма) для настройки и изменения коэффициентов фильтра. Для фильтрации от шума сигнала акустического датчика используется адаптивный фильтр с конечной импульсной характеристикой из модуля NI LabVIEW Digital Filter Design Toolkit. Фильтр получает значения сигнала с тактовой частотой аналого-

цифрового преобразователя (АЦП), преобразует их помощью коэффициентов цифрового фильтра и выдаёт выходную последовательность отфильтрованного сигнала. Последовательность реализуется через цикл (шаг фильтрации). В работе описывается программная разработка для реализации адаптивной цифровой фильтрации сигналов АЭ в среде LabVIEW и его реализация с помощью системы АЭ-мониторинга на основе платформы NI PXI-1042Q.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобранауки России в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» (уникальный идентификатор № RFMEFI57815X0139).

****

АТТЕСТАЦИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Шляхова Г.В.[1,3], Баранникова С.А.[1,2], Бочкарёва А.В.[1,4], Зуев Л.Б.[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, г. Томск

[2]Северский технологический институт НИЯУ МИФИ,Россия, г. Северск

[3]Томский государственный университет, Россия, г. Томск

[4] Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия, г. Томск

CERTIFICATION OF STAINLESS STEELS USING ATOMIC AND POWER MICROSCOPY METHOD

Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Bochkaryova A.V., Zuev L.B.

The paper presents the results of the comparative optical and atomic force metallographic analysis with the aim of the ferritic stainless steel certification. The ability of atomic force microscopy for accurate identification of structural-phase components, such as carbides, grain boundaries, pits from fallen carbides based on the analysis of sample surface profilogram was illustrated.

В настоящее время за рубежом для диагностики состояния материала технических устройств используется широкий спектр современных неразрушающих методов контроля, а также лабораторных испытаний и исследований, контрольных образцов металла [1].

В отечественной практике арсенал используемых методов существенно уже, причем существующие стандарты и методики, созданные десятилетия назад, существенно устарели.

В значительной степени это относится к оптической микроскопии, являющейся важнейшим средством диагностики материалов. В промышленности металлографические исследования применяют с целью: диагностики технического состояния оборудования, контроля качества материалов и т.д. [2]. Значительный потенциал совершенствования металлографических исследований связан с применением современной сканирующей зондовой микроскопии, в первую очередь атомно-силовой микроскопии (АСМ). Применение методов АСМ создает новые возможности для металлографических исследований с целью диагностики состояния металла и повышение качества и достоверности полученных результатов [3-6].

В работе приводятся результаты применения АСМ для исследования и аттестации микро- и наноструктур стали Х18, широко применяемой в энергетическом и химическом машиностроении для изготовления оборудования работающего, в диапазоне температур от -70 до 300 ºС, а также деталей, подвергающихся действию умеренных агрессивных сред, к которым предъявляются требования высокой твердости и износостойкости (втулки, оси, стержни, роликовые и шариковые подшипники). Химический состав стали: C – 0,9÷1,0 %; Si – ≤ 0,8%; Mn – ≤ 0,8%; Cr – 17,0÷19,0%; Ni – ≤ 0,6%; S – ≤ 0,030%; P – ≤ 0,030% [7].

Анализ изображений структуры стали Х18, полученных с использованием оптического микроскопа «NEOPHOT-21» показал, что указанная выше сталь относится к сталям ферритного класса и после закалки (или охлаждения на воздухе от высоких температур) имеет структуру легированного феррита и избыточных карбидов, выделившихся по границам зерен (рис.1). Средний размер зерна и размер карбидной фазы, измеренные методом секущих, в поперечном сечении шлифа составили соответственно ~ 12,3±5,2 мкм и ~ 3,3±2,1 мкм.

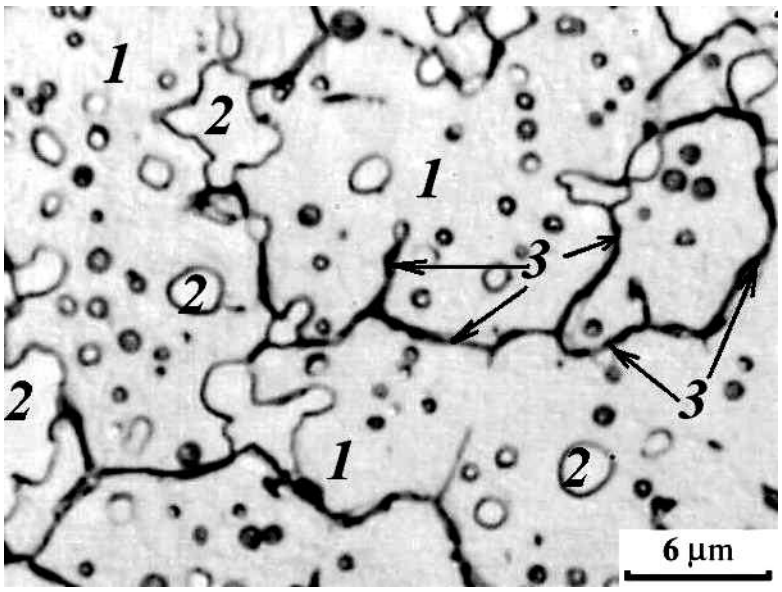
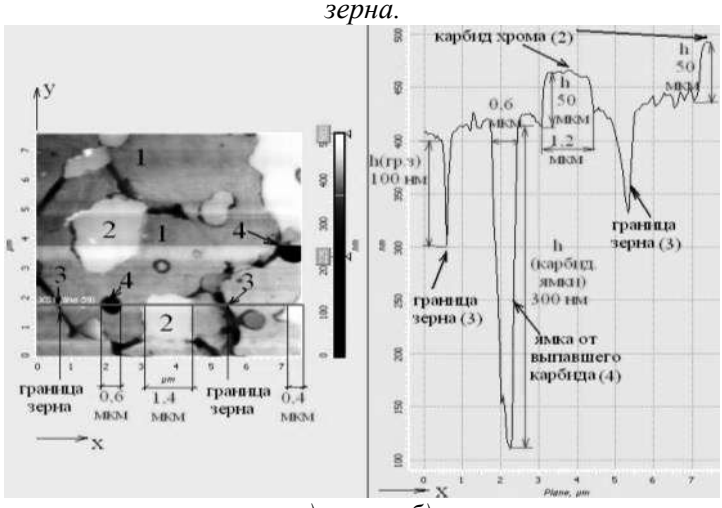


Рис.1. Микроструктура стали Х18: 1 – феррит, 2 – карбид хрома ($CrFe_{23}$)C_6, 3 – граница зерна.



а) б)

Рис.2. АСМ изображение структуры и профиллограмма стали Х18: (а) – область 8х8 мкм; (б) – профилограмма по оси ОХ: 1 – феррит; 2 – карбид хрома ($M_{23}C_6$); 3 – граница зерна; 4 –ямки от выпавших карбидов.

Изучение топографии поверхности полученных скан-изображений металлографического шлифа (рис. 2) показали, что в зависимости от твердости, структурные составляющие вытравливаются по-разному и расположены на разной высоте (h) относительно друг друга. Крупные и мелкие карбиды встречаются, как в виде скоплений, так и расположенных отдельно друг от друга. Внутри крупных ферритных зерен наблюдаются карбиды в виде мелких частиц (белый цвет).

Подробное изучение построенных профилограмм позволяет подтвердить высказанные ранее предположения о том, что мелкие черные точки на поверхности металлографического шлифа нержавеющей стали, являются ямками от выпавших карбидов. Идентификация проводилась на основе анализа размеров структурно-фазовых составляющих. Использование стандартных методов статистического анализа, например, метода двойного t-критерия позволили доказать, что различие между двумя полученными значениями является значимым [8]. Установлено, что карбиды имеют различную форму – в некоторых зернах они округлые, а в других пластинчатые. Часто такие карбиды встречаются в виде очень крупных частиц с прямоугольными контурами – это «зернистые карбиды». Высота карбидов над поверхностью ферритного зерна составляет ≈ 45÷50 нм.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013-2020 годы и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

Литература:

1.П.Г. Ульянов, А.М. Добротворский, Д.Ю. Усачев, К.И. Барыгина, В.К. Адамчук. Применение микроскопа атомных сил для исследования наноструктуры металлов и сплавов, подвергнутых механическим и температурным воздействиям // Известия РАН. Сер. Физическая. – 2012. – Т. 76. - № 2. – С. 117-179.

2.А.М. Добротворский, Е.И. Масликова, Е.П. Шевякова, П.Г. Ульянов, Д.Ю. Усачев, Б.В. Сеньковский, В.К. Адамчук, С.В. Пушко, А.А. Мальцев, К.С. Балиж. Металлографическое исследование конструкционных материалов методом атомно-силовой микроскопии // Заводская лаборатория. - 20013. – Т. 19. - № 12. – С.24-30.

3.Методика сканирующей зондовой микроскопии поверхности диффузионных боридных покрытий Гурьев А.М., Старостенков М.Д., Иванов С.Г., Черных Е.В. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т. 10. № 4. С. 535-539.

4.Зуев, Л.Б. Исследование микроструктуры элементов кабеля из сверхпроводящего сплава Nb-Ti / Л.Б. Зуев, Г.В. Шляхова, С.А. Баранникова, С.В. Колосов // Металлы. - 2013. –№ 2. – С. **83-89.** - ISSN: 0869-5733.

5.Возможности атомно-силовой микроскопии для исследования микроструктуры нержавеющей стали при различных видах термообработки Шляхова Г.В., Бочкарёва А.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Мартусевич Е.В. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 2. С. 133-139.

6.О возможности атомно-силовой микроскопии в металлографии углеродистых сталей Зуев Л.Б., Шляхова Г.В. Материаловедение. 2014. № 7. С. 7-12.

7.Стали и сплавы. Марочник // Под ред. В.Г. Сорокина. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 638 с.

8.А.К. Митропольский. Техника статистических вычислений. М., Из-во физико-математической литературы, 1961, 480 с.

*****

внедрения индентора в поверхность образца до его кромки). Базовое расстояние испытаний вначале было определено для индентора с радиусом скругления $R = 200\,\mu m$. Значение параметра d, определяющего верхнюю границу для керамических материалов, было установлено на основе численного анализа трансформации полей перемещений, напряжений и деформаций. Перечисленные поля при возрастании параметра d, то есть при удалении центра индентора от кромки образца, претерпевают трансформацию от асимметрии к симметрии в направлении оси Z, перпендикулярной кромке. За верхнюю границу базового расстояния испытаний было принято значение параметра d равное примерно $300\,\mu m$. Так как при достижении параметром d этого значения поля напряжений, деформаций и перемещений становятся практически симметричными в направлении оси Z. При выборе минимального значения параметра d (нижняя граница) внимание было сосредоточено на форме поверхности контакта индентора с образцом. При этом предложено ориентироваться на такое его значение, при котором поверхность контакта имеет форму шарового сегмента, а граница поверхности контакта представляет собой окружность с радиусом a и примыкает к кромке образца. На основании расчётных и экспериментальных исследований авторы сочли целесообразным в целях унификации экспериментов предложить установить в данном случае минимальное значение границы базового расстояния d равным примерно $50\,\mu m$.

Для конического алмазного индентора с радиусом скругления $R = 200\ \mu m$ получено соотношение для границ базового расстояния испытаний в виде

$$0.25\,R_{200} \le d_{200} \le 1.5\,R_{200} \quad (1)$$

При определении параметров базового расстояния испытаний для инденторов с другими радиусами скругления применён принцип геометрического подобия. Условие подобия принято в виде

$$d/d_{200} = R/R_{200} \quad (2)$$

где R_{200} и d_{200} радиус скругления конического алмазного индентора равный $200\ \mu m$ и расстояние от кромки образца до центра индентора при его воздействии на образец, соответственно. R и d - варьируемый радиус скругления индентора и соответствующее ему расстояние от кромки образца до центра индентора. Коэффициент подобия K определяется как отношение текущего радиуса скругления индентора к радиусу R_{200}.

$$K = R/R_{200}, \quad (3)$$

для $R = 100\ \mu m$ $K = 0.5$, для $R = 200\ \mu m$ $K = 1$, для $R = 400\ \mu m$ $K = 2$.

В соответствии с принципом геометрического подобия базовое расстояние испытаний для инденторов с различными радиусами скругления предложено выбрать в границах, обозначенных формулой

$$0.25\,R \le d \le 1.5\,R \quad (4)$$

Согласно (4) базовое расстояние испытаний находится в диапазонах: для $R = 100\ \mu m$ $25\ \mu m \le d \le 150\ \mu m$, для $R = 200\ \mu m$ $50\ \mu m \le d \le 300\ \mu m$, для $R = 400\ \mu m$ $100\ \mu m \le d \le 600\ \mu m$.

Сравнение свойств исследуемых материалов необходимо проводить на основании испытаний при воздействии инденторов в точках, соответствующих условиям геометрического подобия. В этих точках, названных GS точки, выполняется соотношение

$$d_i/d_j = R_i/R_j \quad (5)$$

где $R_i, R_j -$ радиусы скругления инденторов, d_i, d_j соответствующие им расстояния от центра индентора до кромки образца.

На рис. 1 приведены результаты испытаний образцов из нитрида кремния коническими алмазными инденторами с радиусами скругления $R = 100\ \mu m$, $R = 200\ \mu m$ и $R = 400\ \mu m$.

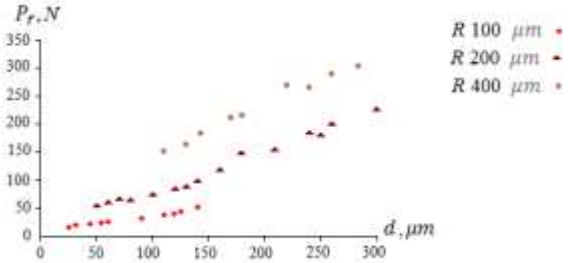


Рис. 1. Зависимость разрушающего усилия P_f от параметра d. Образцы из нитрида кремния

Дальнейший анализ экспериментов проводился с учётом геометрического подобия. На рис. 2 те же результаты испытаний представлены в нормализованных осях. Зависимость $P_f/K^2(d/R)$ названа сопротивлением скалыванию кромки.

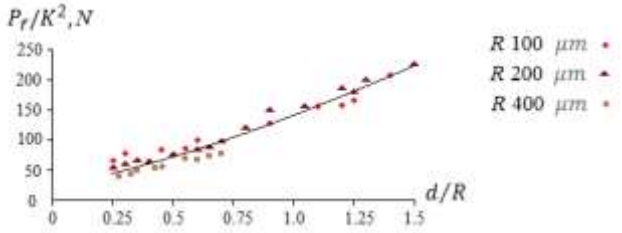


Рис. 2. Сопротивление скалыванию кромки. Образцы из нитрида кремния

Расчётно-экспериментальные исследования демонстрируют тот факт, что в нормализованных осях мы имеем для каждого испытанного керамического материала практически единую кривую сопротивления скалыванию кромки для инденторов с различными радиусами скругления. Единая кривая сопротивления скалыванию кромки может служить механической характеристикой материалов и применяться для сравнения их свойств.

Литература

1.Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G. Numerical modeling edge chipping tests of ceramics // Engineering Fracture Mechanics. - 2014. - V. 132. - P. 38-47.

2.Батанова О.А., Матвиенко Ю.Г. Закономерности образования трещин при скалывании кромки образца и индентировании хрупких материалов // Физическая мезомеханика. - 2015. - Т.18. - № 2. - С. 22-36.

3.Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G. Unified curve of the edge chipping resistance in connection with the rounding radius indenter // Engineering Fracture Mechanics. - 2017. - V. 178. - P. 265-278.

****

СЕКЦИЯ 14: ***КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ***

ЭКСТРЕМАЛЬНЫЕ ЗНАЧЕНИЯ МОДУЛЯ ЮНГА, КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА И МОДУЛЯ СДВИГА ДЛЯ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Лисовенко Д.С., Городцов В.А., Комарова М.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, lisovenk@ipmnet.ru

EXTEREME VALUES OF YOUNG`S MODULUS, POISSON`S RATIO AND SHEAR MODULUS FOR HEXAGONAL CRYSTALS

Lisovenko D.S., Gorodtsov V.A., Komarova M.A.

We analyzed the variability of the elastic properties (Young`s modulus, Poisson`s ratio and shear modulus) of hexagonal crystals. Expressions for the extreme values of the elastic characteristics and the conditions for the minima and maxima of the extreme values are obtained. Classifications of extreme values for Young's modulus and shear modulus are proposed.

Упругие свойства анизотропных материалов зависят от ориентации испытываемых образцов. Такие упругие характеристики кристаллов при одноосном растяжении и сдвиге, как модуль Юнга $E(\mathbf{n})$, коэффициент Пуассона $\nu(\mathbf{n},\mathbf{m})$ и модуль сдвига $G(\mathbf{n},\mathbf{m})$ зависят от единичного вектора $\mathbf{n}$ и ортогонального ему единичного вектора $\mathbf{m}$, характеризующих направление деформирования кристалла:

$$\frac{1}{E(\mathbf{n})} = s_{ijkl} n_i n_j n_k n_l \qquad \frac{\nu(\mathbf{n},\mathbf{m})}{E(\mathbf{n})} = -s_{ijkl} n_i n_j m_k m_l , \qquad \frac{1}{4G(\mathbf{n},\mathbf{m})} = s_{ijkl} n_i m_j n_k m_l .$$

Упругость гексагональных кристаллов может характеризоваться пятью матричными коэффициентами податливости s_{11}, s_{12}, s_{13}, s_{33}, s_{44}. При описании ориентации растягиваемого кристаллического стержня в кристаллографической системе координат тремя углами Эйлера φ, θ, ψ выражения модулю Юнга E, коэффициента Пуассона ν и модуля сдвига G принимают следующий вид [1]

$$\frac{1}{s_{11}E} = 1 + \left(\Pi_1 - \Pi_{01}\sin^2\theta\right)\cos^2\theta,$$

$$-\frac{\nu}{s_{13}E} = 1 + \left(\Pi_2\sin^2\psi + \Pi_{02}\cos^2\theta\cos^2\psi\right)\sin^2\theta,$$

$$\frac{1}{s_{44}G} = 1 + \left(\Pi_3\sin^2\psi + 4\Pi_{03}\cos^2\theta\cos^2\psi\right)\sin^2\theta,$$

$$\Pi_{01} \equiv \frac{\delta}{s_{11}}, \quad \Pi_{02} \equiv \frac{\delta}{s_{13}}, \quad \Pi_{03} \equiv \frac{\delta}{s_{44}},$$

$$\Pi_1 \equiv \frac{s_{33} - s_{11}}{s_{11}}, \quad \Pi_2 \equiv \frac{s_{12} - s_{13}}{s_{13}}, \quad \Pi_3 \equiv \frac{2s_{11} - 2s_{12} - s_{44}}{s_{44}},$$

$$\delta \equiv s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44}.$$

Модуль Юнга зависит лишь от одного угла Эйлера θ (не зависит от двух других углов), а коэффициент Пуассона и модуль сдвига оказываются зависящими от двух углов Эйлера θ, ψ и не зависят от третьего угла φ. Безразмерные комплексы Π_{0n}, Π_n и размерный параметр δ являются характеристиками степени анизотропии гексагональных кристаллов. Зависимости обсуждаемых модулей и коэффициента Пуассона являются периодическими функциями угловых переменных с периодами $T_\theta = T_\psi = \pi$.

В работе изучена изменчивость упругих модулей (модуля Юнга, коэффициента Пуассона и модуля сдвига) гексагональных кристаллов. Получены аналитические выражения экстремальных значений упругих модулей. В результате анализа установлено, что у модуля Юнга возможны три экстремальных значения, у коэффициента Пуассона – восемь и у модуля сдвига – три. Получены условия, при которых экстремальные значения будут являться максимумами или минимумами. Предложены классификационные схемы для экстремальных значений модуля Юнга и модуля сдвига

гексагональных кристаллов в зависимости от двух безразмерных параметров. На Рис.1 приведена классификационная схема для модуля сдвига.

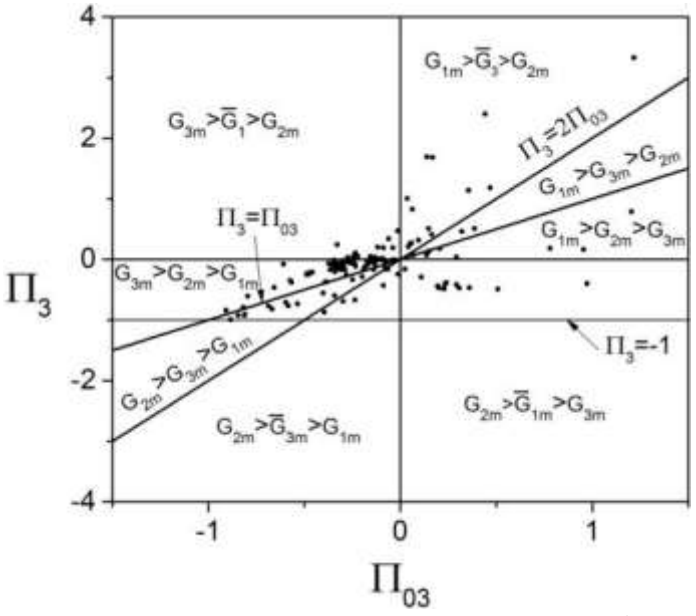


Рис.1. Классификационная схема экстремальных значений модуля сдвига гексагональных кристаллов в зависимости от безразмерных параметров Π_{03} *и* Π_3.

Кружками отмечены значения безразмерных параметров Π_{03} и Π_3 для 143 гексагональных кристаллов из [2]. $\overline{G}_n$ - значения модуля сдвига в стационарных точках, не являющихся экстремальными значениями. G_{1m} G_{2m}, G_{3m} - экстремальные значения модуля сдвига.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-01-00325.

Список литературы

1. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Изменчивость упругих свойств гексагональных ауксетиков. ДАН, 2011 г., Т.441, N 4, С.468-471.

2. Nelson D.F. (Ed.), Second and Higher Order Elastic Constants, Vol. 29a of Landolt-Börnstein - Group III Condensed Matter, Springer, 1992.

****

УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАНО/МИКРОТРУБОК ИЗ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ. ЭФФЕКТ ПОЙНТИНГА

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

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, lisovenk@ipmnet.ru

ELASTIC PROPERTIES OF NANO/MICROTUBES FROM HEXAGONAL CRYSTALS. EFFECTS POYNTING

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

We have analyzed the elastic properties of nano/microtubes from hexagonal crystals. Nano/microtubes from these materials with negative Poisson's ratio were identified. Young’s moduli, the dimensionless torsional stiffness and coefficient functions of the direct and inverse Poynting’s effect of chiral nano/microtubes from specific hexagonal crystals depend on the relative thickness of the tube walls (ratio of outer radius to inner radius) and the chirality angles.

Многие кристаллические вещества обладают необычным механическим поведением. Они расширяются при растяжении, имеют отрицательный коэффициент Пуассона при некоторых ориентациях [1]. Такие вещества именуют частичными ауксетиками [2]. Кристаллические пластины с прямолинейной анизотропией проявляют часто подобное ауксетическое поведение. Сворачивание тонких кристаллических пластин в цилиндрические трубки оказалось эффективным методом производства нано- и микро-трубок из многих материалов, что еще больше увеличивает количество структур с отрицательным коэффициентом Пуассона [2]. Растяжение и кручение нано/микротрубок вызывает дополнительный интерес в случае хиральности их структуры, нарушающей зеркальную симметрию.

В случае сворачивания тонкой пластины (100) из гексагонального кристалла в цилиндрическую полую трубку с осью z, параллельной продольной оси пластины 3, цилиндрически анизотропная упругость трубки будет нехиральной. Хиральной получается сворачиваемая трубка, если предварительно повернуть пластину в ее плоскости (100) вокруг оси 1 на хиральный угол χ.

В рамках подхода Сен-Венана был проведен теоретический анализ механических свойств трубок при растяжении и кручении. При анализе упругих свойств нано/микротрубок применялась модель цилиндрического полого стержня с криволинейно анизотропной упругостью. Были получены аналитические выражения модуля Юнга, коэффициентов Пуассона и крутильной жесткости. Численный анализ механических свойств нано/микротрубок из многочисленных гексагональных кристаллов проводился на основе экспериментальных данных по упругим характеристикам из справочника Ландолт-Бернштайна [3].

Модули Юнга хиральных нано/микротрубок из конкретных гексагональных кристаллов зависят от относительных толщин стенок трубок ρ (отношения внешнего радиуса к внутреннему) и углов хиральности χ. Численные оценки указывают на сильную зависимость от χ в ряде случаев и слабую зависимость от ρ всегда кроме узких угловых секторов. Расчеты радиального и углового коэффициентов Пуассона показывают, что они могут становиться для многих трубок отрицательными в некоторых радиальных областях стенок трубок в том или ином диапазоне углов хиральности и масштабного параметра ρ. Безразмерное отношение крутильных жесткостей для трубок из различных гексагональных кристаллов может меняться существенно с изменением угла хиральности и в гораздо меньшей степени с изменением масштабного параметра ρ. Коэффициентные функции прямого и обратного эффекта Пойнтинга сильно изменяются с изменением угла хиральности и масштабного параметра.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-01-00325.

Список литературы

1. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Ауксетическая механика кристаллических материалов. Известия РАН. МТТ, 2010, N 4, С.43-62.

2. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С., Волков М.А. Отрицательный коэффициент Пуассона для кубических кристаллов и нано/микротрубок. Физическая мезомеханика. 2013, Т.16, N 6, С.13-31.

3. Nelson D.F. (Ed.), Second and Higher Order Elastic Constants, Vol. 29a of Landolt-Börnstein - Group III Condensed Matter, Springer, 1992.

****

ОСОБЕННОСТИ АТОМНОГО СТРОЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Алейникова К.Б., Змейкин А.А., Зинченко Е.Н.

Россия, Воронежский государственный университет, xenale@mail.ru

PROPERTIES OF ATOMIC STRUCTURE AND CRYSTALISATION OF ALUMINIUM-BASED AMORPHOUS METAL ALLOYS

Aleynikova K.B., Zmeykin A.A., Zinchenko E.H.

In the frames of fragmentary model, atomic radial distribution functions of aluminium-based amorphous metal alloys have been analysed. In amorphous alloys $Al_{83}Ni_{10}La_7$, $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$, $Al_{85}Ni_{10}La_5$, $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ and $Al_{85}Ni_{10}Nd_5$, crystal nuclei Al_3La (in lanthanum alloys), Al_3Nd (in neodymium alloys), Al_3Ni, Al and others have been identified. In the crystallised alloys, Al, Al_3Ni, Al_4Nd, $Al_{11}La_3$ and other polycrystals have been detected.

Аморфные сплавы составов $Al_{83}Ni_{10}La_7$, $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$, $Al_{85}Ni_{10}La_5$, $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ и $Al_{85}Ni_{10}Nd_5$ были получены в ИМЕТе им. А.А. Байкова в условиях резкой закалки по методике, описанной в [1]. Образцы представляли собой ленты шириной ~3 мм и толщиной ~40 мкм. Для рентгеноструктурных исследований их наклеивали в 3-5 слоев на монокристаллическую пластину кремния, вырезанную так, чтобы она не давала отражений во всем интервале углов поворота счетчика дифрактометра.

Атомную структуру сплавов изучали, анализируя функции радиального распределения атомов (ФРРА) с помощью фрагментарной модели [2]. Данный метод анализа предполагает наличие в аморфном металлическом сплаве (АМС) зародышей кристаллических фаз, образование которых допускает его элементный состав. Положения максимумов экспериментальной ФРРА сравнивают с положениями максимумов модельных ФРРА, рассчитанных по полным кристаллоструктурным данным возможных кристаллических зародышей. Модельные ФРРА были рассчитаны для всех соединений системы Al-Ni и тех соединений систем Al-La и Al-Nd, в которых алюминия содержалось не меньше, чем лантана или неодима.

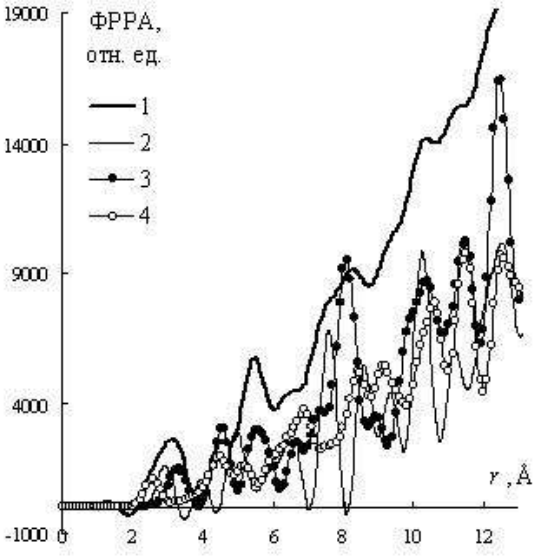


Рис. 1. Экспериментальная ФРРА сплава $Al_{85.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$ (1) и модельные ФРРА Al (2), Al_3La (3) и $Al_{0.5}Ni_{1.5}$ (4).

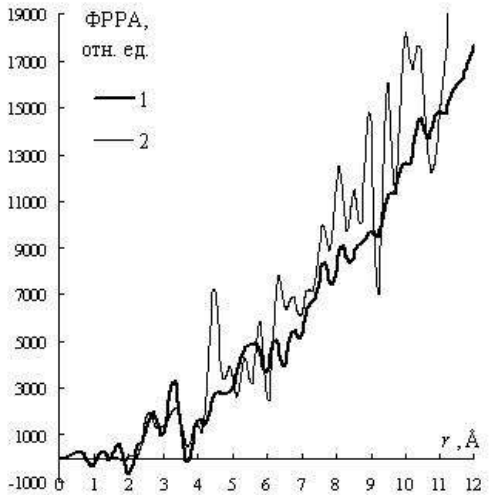


Рис. 2. Экспериментальная ФРРА сплава $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$ (1) и сумма модельных ФРРА (2).

ксперименталные ФРРА строили на основе данных по интенсивности рассеяния рентгеновских лучей, полученных на Cu $K\alpha_1$-излучении (дифрактометр EMPYREAN с германиевым монохроматором на первичном луче) и Mo Kα-излучении (модернизированный дифрактометр ДРОН-3 с графитовым монохроматором на вторичном луче). Следует отметить, что дифракционная картина от всех сплавов, кроме $Al_{83}Ni_{10}La_7$, соответствовала аморфному состоянию. На дифракционной картине сплава $Al_{83}Ni_{10}La_7$ присутствовали три дифракционные линии, которые предположительно относились к соединению $Al_{11}La_3$. Обработку кривых интенсивности проводили по методу,

предложенному авторами [3]. Анализировали ФРРА двух типов: ФРРА, полученные на основе только «медного» эксперимента, и ФРРА, полученные на основе двух излучений. В последнем случае к нормированной «медной» интерференционной функции «пришивали» нормированную «молибденовую», что давало возможность получить более четкую и разрешенную ФРРА.

Сравнение модельных ФРРА с экспериментальными, полученными на медном излучении, показало, что во всех сплавах, наряду с кристаллическими зародышами алюминия, присутствуют кристаллические зародыши соединений Al_3La и Al_3Nd соответственно. Размеры кристаллитов этих фаз были меньше 1 нм. Их межатомные расстояния, благодаря большой рассеивающей способности тяжелых атомов, в основном формировали первые координационные сферы, примерно до 6-7 Å. Высшие координационные сферы ($7 < r < 10$ Å) формировали межатомные расстояния алюминия и соединений никеля с алюминием. Так в сплаве $Al_{83}Ni_{10}La_7$ присутствовали зародыши $Al_{0.5}Ni_{1.5}$ тетрагональной сингонии [4], а в сплаве $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ – зародыши Al_3Ni [1].

Сравнение экспериментальной ФРРА сплава $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$, построенной по экспериментальным данным, полученным на мягком Cu $K\alpha_1$-излучении, с модельными ФРРА показало, что объяснить положения всех максимумов можно, если предположить наличие в нем, наряду с кристаллическими зародышами соединения Al_3La и Al кристаллических зародышей соединения $Al_{0.5}Ni_{1.5}$. На рис. 1 представлена экспериментальная ФРРА сплава $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$ и модельные ФРРА соединений Al_3La, Al и $Al_{0.5}Ni_{1.5}$, взятые в пропорциях, соответствующих формульному составу сплава: $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6} = 5.6Al_3La + 6.33Al_{0.5}Ni_{1.5} + 63.53Al$. Согласно рисунку первый максимум экспериментальной ФРРА хорошо описывают эти три нанокристаллитные фазы, но трудно оценить насколько хорошо они коррелируют с размытыми максимумами высших координационных сфер.

Использование двух излучений позволило существенно повысить разрешение экспериментальной ФРРА, а, следовательно, более точно ее интерпретировать. Анализируя хорошо разрешенные экспериментальные ФРРА, полученные с использованием двух излучений, основное внимание уделяли положению всех максимумов. Если большие максимумы модельных ФРРА приходились на минимумы эксперимента, это означало, что межатомных расстояний, характерных для того соединения, по чьим кристаллоструктурным данным построена модель, в исследуемом сплаве нет. Минимумы модели могут приходиться на максимумы эксперимента. Это говорит о том, что в исследуемом сплаве присутствуют нанокристаллиты другой фазы. Так, анализ показал, что выдвинутое ранее предположение о наличии в аморфном металлическом сплаве $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$ нанокристаллитов соединения $Al_{0.5}Ni_{1.5}$ не подтвердилось. Экспериментальную ФРРА этого сплава лучше всего объясняет сумма модельных ФРРА соединений Al_3La, Al_3Ni, $Al_{2.12}La_{0.88}$, Al_3Ni_5, включая алюминий, взятых в пропорциях, соответствующих составу сплава: $3Al_3La + 4.5Al_3Ni + 51.72Al + 2.96Al_{2.12}La_{0.88} + Al_3Ni_5$ (см. рис. 2).

После кристаллизации импульсным фотонным облучением в высоком вакууме сплав $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ наряду с алюминием показал наличие соединений Al_4Nd и Al_3Ni. Дополнительный анализ ФРРА показал, что кристаллических зародышей Al_4Nd в аморфном сплаве не было. Сложным оказался фазовый состав кристаллизованного сплава $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$. Кроме алюминия, Al_3Ni и $Al_{11}La_3$ в нем были обнаружены поликристаллы соединения $Al_{5.56}LaNi_{1.44}$.

Литература:

1. Алейникова К. Б., Змейкин А. А., Зинченко Е. Н., Иевлев В. М. // ФХС. 2012. Т. 38. С. 98.

2. Алейникова К. Б., Зинченко Е. Н. // ЖСХ. 2009. Т. 50. ПРИЛОЖЕНИЕ. С. 100.

3. Набитович И. Д., Стецив Я. И., Волощук Я. В. // Кристаллография. 1967. Т. 12. № 4. С. 584.

4. Инутдинов Ф.А., Хайритдинов С.К., Вахобов А.В. // Доклады Академии наук Таджикской ССР. 1987. Т. 30. С. 169.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ В ЦИРКОНИИ И СПЛАВАХ ЦИРКОНИЙ-НИОБИЙ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Смирнова Д.Е., Стариков С.В., Гордеев И.С.
Российская Федерация, Объединенный институт высоких температур РАН,
d.e.smirnov@gmail.com

Настоящая работа посвящена атомистическому моделированию структуры циркония, а также ее изменениям вследствие фазовых переходов или деформации при приложении напряжения. В нормальных условиях цирконий находится в alpha-фазе с ГПУ структурой, однако при повышении давления или температуры структура металла может изменяться с переходом в гексагональную деформированную omega-фазу или в высокотемпературную beta-фазу с ОЦК структурой. Исследование указанных переходов представляет фундаментальный интерес с точки зрения описания механизмов изменения структуры фаз. В этом случае полезно может быть применить методы атомистического моделирования.

В настоящей работе атомистическое моделирование применяется для расчета фазовой диаграммы чистого циркония. Для решения поставленной задачи применен межатомный потенциал [1], который позволяет выполнять молекулярно-динамическое моделирование всех трех кристаллических фаз циркония. Построение потенциала выполнялось методом «согласования по силе». Идея этого метода заключается в восстановлении межатомного потенциала по *ab initio* данным (межатомным силам, энергиям и напряжениям), рассчитанным для ряда эталонных структур. Представлена верификация потенциала путем расчета термодинамических свойств свойств циркония и сплавов Zr-Nb разного состава. Результаты моделирования согласуются с известными экспериментальными данными.

Кроме чистого циркония в работе исследуются бинарные ОЦК сплавы Zr-Nb с содержанием ниобия в пределах 20 атомных процентов. При помощи молекулярной динамики исследуется деформация сплавов в зависимости от состава и температуры.

Литература

1. Smirnova D.E., Starikov S.V. An interatomic potential for simulation of Zr-Nb system Comp. Mater. Sci. 2017 V. 129 P. 259-272

****

РАЗВИТИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНОГО МЕТОДА ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И НЕОДНОРОДНОМ НДС

Баженов В.Г., Баранова М.С., Нагорных Е.В., Осетров С.Л., Осетров Д.Л.
Россия, Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского
bazhenov@mech.unn.ru

DEVELOPMENT OF EXPERIMENTAL AND CALCULATED METHOD OF STUDYING OF DEFORMATION AND STRENGTH CHARACTERISTICS OF ELASTOPLASTIC MATERIALS UNDER LARGE DEFORMATION AND HETEROGENEOUS STRESS-STRAIN STATE

Bazhenov V.G., Baranova M.S., Nagornykh E.V., Osetrov S.L., Osetrov D.L.
Russia, Research Institute of Mechanics National Research Lobachevsky State University of Nizhni Novgorod

Abstract. Based both on experimental and theoretical approach and on the developed method, true stress-strain curves were produced in the case of stretching of a cylindrical shell and a solid rod until fracture. The difference between produced curves for these types of specimen is shown for the first time for heterogeneous stress-strain state after beginning of the localization process of deformation-necking.

1. Введение

При моделировании процессов деформирования и разрушения используются теории пластичности на основе гипотезы единой кривой. Свойства материала задаются в виде скалярной зависимости интенсивности напряжений от интенсивности деформаций (или параметра Одквиста), в предположении, что кривая не зависит от вида напряженно-деформированого состояния (НДС). Гипотеза проверялась в работах многих известных экспериментаторов для деформаций не более *10-20%*. Вопрос описания диаграммы упругопластического деформирования до разрушения в настоящее время не раскрыт [1]. Основная проблема заключается в описании и объяснении ниспадающего участка диаграммы, так называемой стадии неустойчивого (закритического) деформирования. Получить эти данные имеющимися инструментальными средствами путем прямых измерений достаточно сложно, поскольку в лабораторных образцах возникает неодноосное и неоднородное напряженно-деформированное состояние (НДС). Таким образом, на сегодняшний день не существует эффективных методов получения прочностных и предельных характеристик материалов при больших деформациях и неоднородном НДС с приемлемой для конструкторских расчетов точностью.

В [2-7] на основе экспериментально-расчетного подхода разработаны методики и алгоритмы исследования деформационных и прочностных свойств упругопластических материалов при монотонных процессах нагружениях элементов конструкции вплоть до разрушения. Разработанные методики позволяют свести решение обратной задачи к последовательному решению ряда прямых задач, и, в конечном итоге, получить набор параметров математической модели. Область применимости экспериментально-расчетной методики определяется границами применимости математической модели упругопластических сред, так как безусловная сходимость итерационного алгоритма гарантирует нахождение искомых параметров модели с заданной точностью.

2. Экспериментально-расчетный метод построение истинных диаграмм деформирования при растяжении образцов

Для предлагаемого метода [2-7] необходимо иметь только экспериментально полученную зависимость растягивающей силы от удлинения образца. Испытуемые образцы могут быть переменного сечения. Известно, что при монотонном растяжении процесс нагружения в области локализации пластических деформаций будет активным до разрушения. Построение диаграммы деформирования основано на коррекции зависимости интенсивность напряжений – интенсивность деформаций. Для этого в процессе численного решения задачи анализируется отношение значений растягивающих сил, полученных в эксперименте и расчете при одинаковом удлинении образца. Затем устанавливается функциональная зависимость между максимальным значением интенсивности деформаций в объеме образца и соответствующим удлинением. Итерационная процедура корректировки диаграммы осуществляется пропорционально различию растягивающих сил в расчете и эксперименте до совпадения результатов с заданной точностью. Как показали исследования, для сходимости итерационной процедуры достаточно в качестве начального приближения задать любую выпуклую диаграмму деформирования упрочняющегося материала. Скорость сходимости – число итераций мало зависит от начального приближения. Наиболее эффективный алгоритм заключается в корректировке диаграммы на каждом этапе нагружения по мере растяжения образца. Можно также корректировать сразу всю диаграмму. При этом необходимо решать задачу многократно, что более трудоемко, но позволяет воспользоваться доступной программой решения прямой задачи без каких-либо модификаций.

3. Построение истинной диаграммы деформирования для цилиндрической оболочки и сплошного стержня при растяжении

На основе разработанной методики [2-7] проведено исследование влияние типа образцов (цилиндрическая оболочка или цилиндрический сплошной стержень) из стали 12Х18Н10Т на построение истинной диаграммы деформирования при растяжении. Определено напряженное и деформированное состояние при образовании шейки и характер протекания процесса разрушения.

В результате сделаны выводы:

Истинные диаграммы деформирования совпадают до момента начала локализации деформаций;

Значение интенсивности деформаций на истинной диаграмме деформирования, при которой начинается локализация деформирования для оболочки (47%) выше, чем для сплошного образца (37%). Из результатов анализа натурных и численных экспериментов следует, что это вызвано большим по сравнению со стержнем первоначальным упрочнением и начальной деформационной анизотропией оболочки, возникшей в результате ее изготовления;

После начала локализации истинные диаграммы деформирования существенно отличаются, причем для оболочки рост упрочнения практически соответствует уровню до потери устойчивости, для сплошного стержня упрочнение снижается и диаграмма стремится к идеальной пластичности;

В сплошном стержне рост шаровой составляющей значительно выше, чем в оболочке; Отклонение диаграмм обратно пропорционально степени объемности НДС в центре шейки сплошных образцов.

4. Заключение

Исследование деформационных и прочностных свойств упругопластических материалов необходимо осуществлять на основе экспериментально-расчетного подхода. Разработанный подход позволяет проводить исследования закономерностей процессов деформирования и разрушения с учетом всех необходимых факторов. В частности, разработанные ранее методики позволили впервые определить степень влияния вида НДС на построение истинной диаграммы деформирования вплоть до разрушения для цилиндрической оболочки и сплошного стержня, выполненных из ряда конструкционных материалов. Экспериментально-расчетные методы исследования в этой области необходимо развивать, т.к. они являются основой для определения параметров и верификации моделей деформирования и разрушения материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 15-19-10039).

Литература:

[1]В.П. Радченко, Е.В. Небогина, М.В. Басов // Изв. вуз. Машиностроение 5-6 (2000) 3.
[2]В.Г. Баженов, С.В. Зефиров, Л.Н. Крамарев, С.Л. Осетров, Е.В. Павленкова // *RU Патент 2324162*. (2008).
[3]В.Г. Баженов, С.В. Зефиров, С.Л. Осетров // Заводская лаборатория. Диагностика материалов 9 (2006) 39.
[4]В.Г. Баженов, С.В. Зефиров, С.Л. Осетров // Доклады академии наук 2 (2006) 183.
[5]В.Г. Баженов, С.В. Зефиров, С.Л. Осетров // Деформация и разрушение материалов 3 (2007) 43.
[6]В.Г. Баженов, В.К. Ломунов, С.Л. Осетров, Е.В. Павленкова // Прикладная механика и техническая физика 1 (2013) 116.
[7]В.Г. Баженов // Физическая мезомеханика 10 (5) (2007) 91.

****

MODELS OF COHESIVE AND BRIDGED CRACK FOR EVALUATION OF MATERIALS SELF-HEALING

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

Models of a crack with interaction of its surfaces make it possible to combine approaches of mechanics, physics and chemistry while analyzing processes of fracture. Different versions of such models (cohesive or bridged) for analyzing brittle, elastic-plastic and viscoelastic fracture were proposed. In this paper the models of cohesive and bridged cracks are used for the efficiency evaluation of healing and self-healing of cracked structures.

During healing and self-healing of materials the following stages of these processes can be considered:

1) formation and growth flaws/cracks under external loading and aggressive environment;
2) activation of healing or self-healing mechanisms under external influence or internal agents;
3) healing of flaws/cracks with partial or total restoration of bonds between crack surfaces.

In the frames of cohesive/bridged approach is assumed: there are artificial bonds between crack surfaces (the interface layer); any zone of these bonds is considered as a crack process zone (cohesive or bridged) with distributed nonlinear spring-like ligaments between the crack surfaces. The bonds properties variation define the stress state at the crack process zone and, hence, the fracture toughness of the material. In a general case, the size of process zone of the crack is comparable to the whole crack size. The choice of the process zone model (cohesive or bridged) depends on the materials type and the self-healing mechanism. The transition between cohesive and bridged models is considered.

The main task of the modeling consists of the computational analysis of the bridging stresses distribution and in the computing of the stress intensity factors which are the main characteristics of healing

and self-healing efficiency. The mathematical background of the stresses problem solution is based on the singular integral-differential equations (SIDE) and the boundary element methods (BEM) [1-3]. Different self-healing methods (microcapsules filled with a self-healing agent, microvascular fibers, mendable polymers) with various mechanisms of self-healing are analyzed. The thermo-fluctuation kinetic model [4, 5] is used to evaluate the time of the crack bridged zone formation and regeneration. The healing time and efficiency are dependent on the chemical reaction rate of the healing agent, the crack size and the external loads. The non-local fracture criterion [1, 6, 7] is used to evaluate the fracture toughness and the critical external loading in the frames of the bridged crack model. The model can be used for the evaluation of composite materials healing and durability. Some results of self-healing processes analysis are presented and discussed.

A straight crack on the interface between different materials under the external tension σ_0 (normal to the crack plane) was considered, see Fig. 1. It was assumed that at the initial time instant (when the surfaces of a crack are free of constraints) some healing process is activated inside of a crack and ligaments between crack surfaces are building, see Fig. 2, where d - is the built bridged zone size, $u_{x,y}$ - are the components of the crack opening at the bridged zone edge.

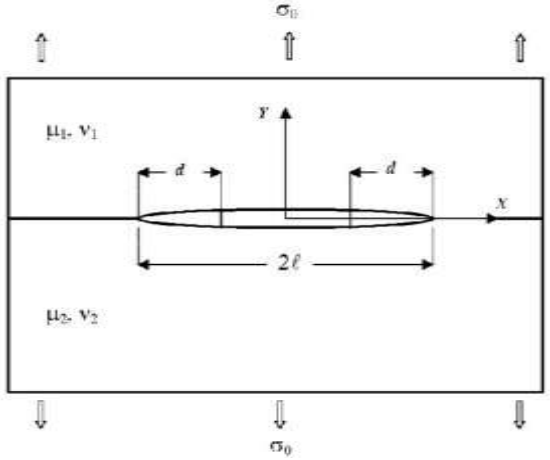


Fig.1 A crack on the interface between different materials

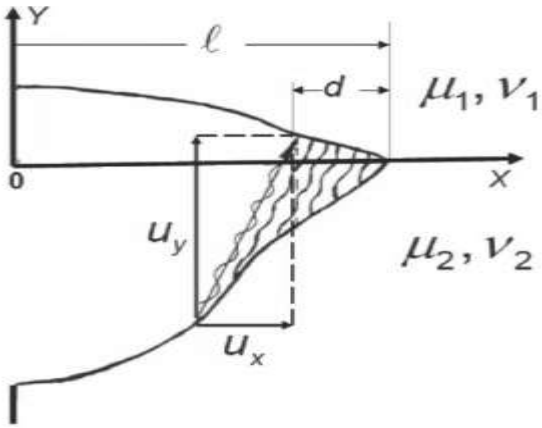


Fig.2 Ligaments between crack surfaces

The numerical calculations were performed for plane strain conditions and the following elastic constants of the joint materials and bonds (*Cu*-epoxy polymer): $E_1 = 25GPa$, $E_2 = 135GPa$; $E_b = E_1$ (elastic modulus of bonds), $\nu_1 = 0.35, \nu_2 = 0.3$. The purpose of calculations is the dependence analysis of the self-healing process efficiency (the measure of efficiency is the level of SIF at the crack tip) on the bridged zone length (the crack filling with bonds) and on the bonds stiffness.

In Fig. 3 the dependencies of the SIF module versus the relative bridged zone length are shown for different values of the relative bonds stiffness $\kappa = \ell / H$ (here ℓ - is the crack half length, H - is the thickness of the interfacial layer between materials). For bonds with relative stiffness more than 10 the healing efficiency reaches the saturation if the crack has filled with bonds more than on the half of its length. The saturated bridged zone size here is defined as the zone size above that the SIF is changed less than 5%.

The evolution of the healing process as the dependence of SIF module versus a relative bond stiffness (in logarithmic scale) is shown in Fig. 4, where d - is the built bridged zone size. Saturation of the healing effect is observed for bonds with rather big stiffness. In Fig. 3 and Fig. 4 values of SIF for cracks with bonds were scaled by SIF for the same crack length without bonds, $K_0 = \sigma_0 \sqrt{\pi \ell}$.

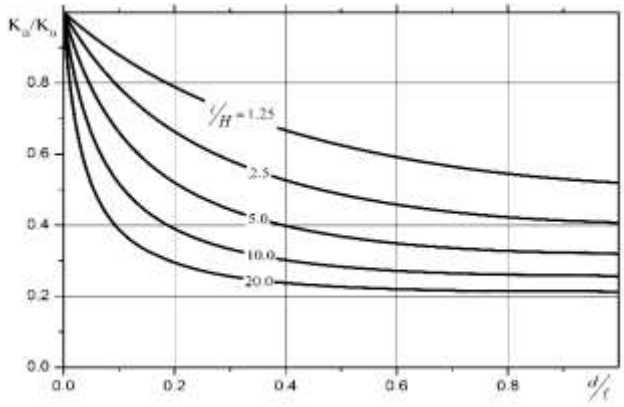


Fig 3. SIF module vs relative bridged zone length

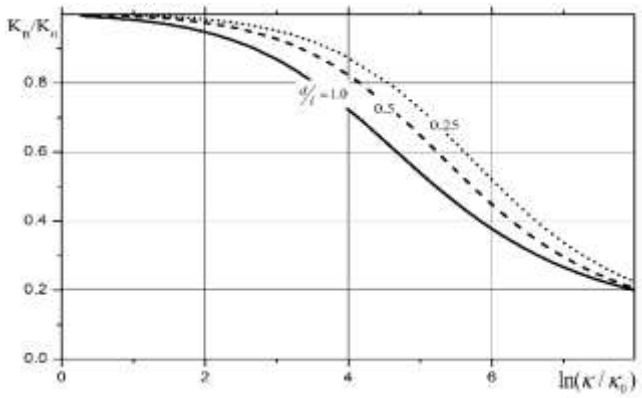


Fig.4. SIF module vs relative bond stiffness

Analysis of the healing process in finite size structures can be performed by boundary elements method [4]. Growth prediction of healed cracks can be performed on the basis of the bridged cracks growth criterion [5].

Aknowledgements

This research was partially supported by Russian Foundation for Basic Research, research project No. 17-08-01312.

References

1. R.V.Goldstein, M.N.Perelmuter, Modeling of bonding at the interface crack, Intern. J. of Fracture, 1999. V.99. no.1/2, P.53-79.

2.Perelmuter M. An interface crack with non-linear bonds in bridged zone, Journal of Applied Mathematics and Mechanics (PMM), 2011, V. 75. no.1, P.151-172 (in English).

3.Perelmuter M. Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics, 2013, V. 51. no. 4. P.523-534.

4.Goldstein R.V., Perelmuter M.N. Kinetics of interface cracks formation and growth, Mechanics of Solids, 2012, V.47, no.3. P.87-102 (in English).

5.Perelmuter M. Kinetics of interfacial crack bridged zone degradation, Journal of Physics: Conference Series. 2013. V. 451, no 1. P. 012–020.

6.Perelmuter M. Nonlocal criterion of bridged cracks growth: Weak interface, Journal of the European Ceramic Society. 2014. V. 34. no. 11. P. 2789–2798.

7.Perelmuter M. Nonlocal criterion of bridged cracks growth: analytical analysis, Acta Mechanica. 2015. V. 226, no. 2. P. 397–418.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ КАВИТАЦИОННОЙ ЭРОЗИИ СТАЛИ 20Х13 С ПОКРЫТИЯМИ

Библик И.В., Вакуленко К.В., Казак И.Б.

Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины, Харьков, Украина, miles@ipmach.kharkov.ua

Хорошо известно, что основной причиной разрушения вследствие кавитационной эрозии являются многократно повторяющиеся гидравлические удары, возникающие при «схлопывании» пузырьков, которые образуются вблизи поверхности твердого тела, омываемого потоком жидкости. Актуальным в настоящее время является изучение начальных процессов кавитационного изнашивания, установление закономерностей разрушения материалов с целью оценки их кавитационной стойкости и разработки рекомендаций по ее повышению.

Исследовались образцы из стали 20Х13 с вакуумно-плазменными покрытиями многослойной конструкции трех составов: на основе Cr+CrN; αTi+TiN и Cr+(TiCr)N. Определение результатов кавитационного воздействия на образцы осуществлялось несколькими методами: по параметру

весового износа; путем снятия профилограмм с поверхностей образцов, а также с помощью компьютерного моделирования эрозионных повреждений поверхности.

Известно, что кинетика процесса эрозионного разрушения материала описывается кривой эрозии (кривой потери массы или объёма во времени), на которой выделяют стадии образования и развития эрозионных повреждений. Интерес представляют первый – инкубационный – период, преимущественно не связанный с потерями массы материала, и второй – период накопления разрушений, в котором скорость эрозии достигает максимального значения. На рис. 1 приведены зависимости весового износа исследованных образцов от времени кавитационного воздействия, полученные в результате взвешивания.

Как видно из рис. 1, для образцов из стали 20Х13 без покрытия (4) процесс эрозионного изнашивания протекает в две стадии. Первая стадия длится 2 ч и соответствует невысокой скорости изнашивания 0,11 мг/ч, затем наступает вторая стадия, на которой скорость изнашивания увеличивается до 0,55 мг/ч и остается постоянной. Для образца с покрытием Cr+CrN (1) первая стадия длится всего 0,5 ч, а скорость изнашивания на второй стадии составляет 0,58 мг/ч. У образца с покрытием αTi+TiN (2) первая стадия изнашивания отсутствует, наблюдается постоянная скорость износа 0,42 мг/ч. Образец с покрытием Cr+(TiCr)N (3) изнашивается со скоростью 0,1 мг/ч на протяжении 2,5 ч на первой стадии, и со скоростью 0,35 мг/ч – на второй.

Как метод оценки эрозионной стойкости покрытий, метод весового износа имеет некоторый недостаток. Являясь характеристикой интегральной, он суммирует повреждения в пределах всего кавитационного «пятна», однако при визуальном обследовании «пятен» можно установить, что скорость изнашивания поверхности в различных областях разная и отличается для разных покрытий. Поэтому для более детального исследования процесса накопления эрозионных разрушений поверхности образцов был применен метод компьютерного моделирования.

В основу разработанной модели кавитационного износа положены представления о рассеянии механических характеристик материалов и о статистической природе их разрушения – свойствах, которые должны наиболее полно проявляться при эрозионном разрушении. Кавитационная эрозия рассматривалась как усталостный случайный процесс, при котором за фиксированный временной интервал локальные микрообъемы материала поверхностного слоя материала испытывают случайное по величине эрозионно-усталостное повреждение со стороны потока. Оно вызывает необратимое возрастание суммарного уровня их поврежденности и нарушение сплошности при достижении предельного значения.

Компьютерная модель материала создавалась таким образом, чтобы в результате имитационного компьютерного моделирования процесса кавитационной эрозии можно было получить эрозионный рельеф, совпадающий с профилограммами поверхности исследованных образцов. Сравнение эрозионного рельефа, полученного в результате компьютерного моделирования (черный цвет), с профилограммой (серый цвет) образца стали 20Х13 без покрытия приведено на рис. 2.

Для исследований эрозионного износа образцов в качестве основного критерия использовалась максимальная глубина эрозионных разрушений в различных зонах кавитационного «пятна». Результатом компьютерного моделирования является определение и визуализация текущего эрозионного состояния исследованных образцов в виде глубины эрозионных разрушений, а также динамика изменения распределения повреждаемости поверхности фракталами (объединениями, которые включают несколько разрушенных структурных элементов) разной длины.

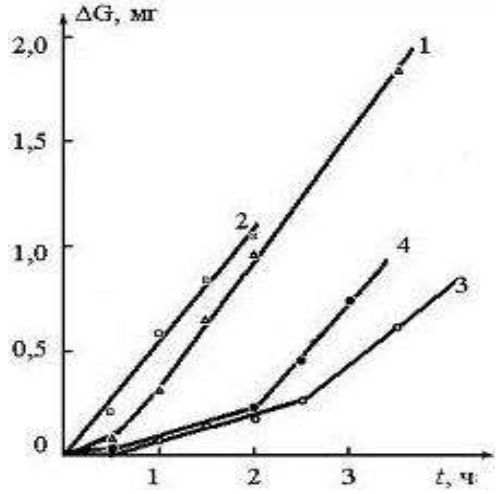


Рис. 1

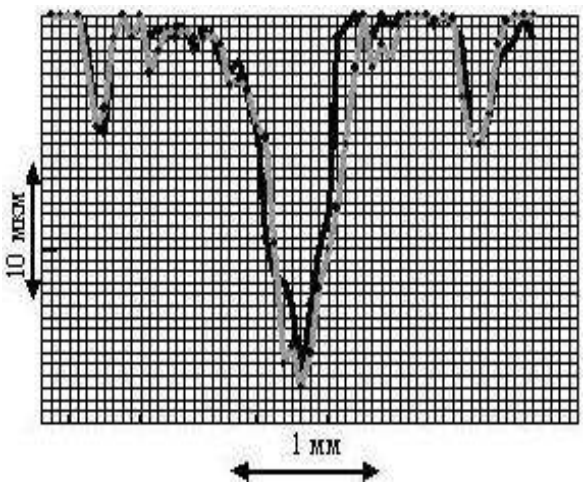


Рис. 2

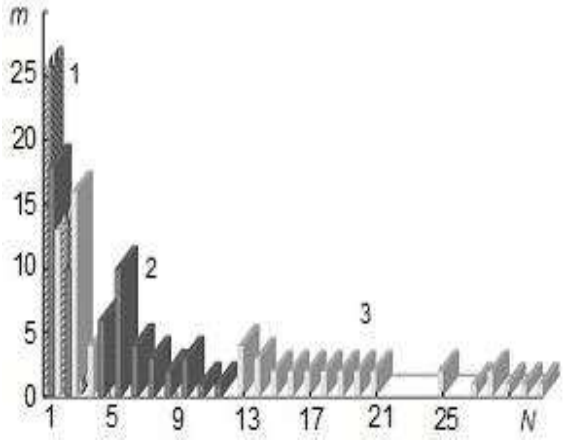


Рис.3.

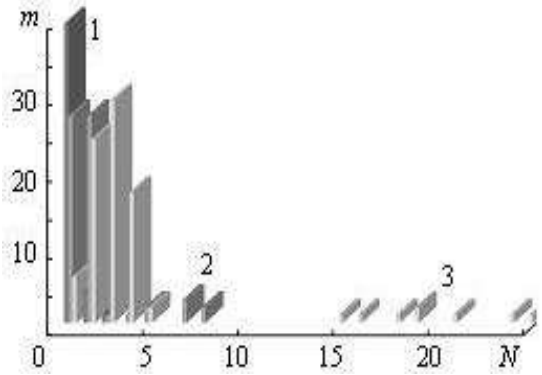


Рис. 4.

На рис. 3, 4 приведены гистограммы распределения глубин эрозионных разрушений поверхности образца без покрытия (рис. 3) и образца с покрытием Cr+(TiCr)N (рис. 4), обладающим наибольшей эрозионной стойкостью, для трех значений времени кавитационного воздействия (1 – после одного часа, 2 – после двух часов и 3 – после трех часов соответственно). На приведенных гистограммах глубина эрозионных разрушений поверхности определялась числом разрушенных структурных элементов *N*; *m* – количество эрозионных разрушений определенной глубины.

Для всех исследованных образцов начальная стадия эрозионного износа (один час кавитационного воздействия) характеризуется эрозионными разрушениями минимальной глубины (отдельные структурные элементы). После двух часов воздействия распределение смещается в область средних глубин (образование фракталов с размерами 6-8 структурных элементов) и после трех часов воздействия максимальная глубина эрозионных разрушений (максимальный размер фракталов) составляет 25-50 структурных элементов в зависимости от материала покрытия.

Анализ кинетики развития эрозионных повреждений поверхности исследованных образцов в зоне кавитационного «пятна», в которой наблюдаются наиболее сильные разрушения поверхности, показывает, что образцы из стали 20Х13 с покрытием Cr+(TiCr)N характеризуются наименьшими разрушениями в этой зоне, равно как и наименьшей скоростью их развития во времени. Наибольшие разрушения наблюдаются для образцов с покрытием Cr+CrN, затем – для образцов из стали 20Х13 без покрытия и для образцов с покрытием αTi+TiN.

Гистограммы, аналогичные приведенным на рис. 3, 4, могут быть получены для любого момента времени кавитационного воздействия с определением максимальной и средней глубины эрозионных разрушений поверхности. Разработанная модель кавитационного разрушения, наряду с экспериментальными данными, может быть использована для вероятностного прогнозирования эрозионного износа на предполагаемый срок службы элементов конструкций, работающих в условиях кавитации, и определения наступления момента опасной или недопустимой эксплуатации.

****

РАЗВИТИЕ МЕТОДА КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ

Библик И.В.

Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины,
Харьков, Украина, miles@ipmach.kharkov.ua

Известно, что одним из распространенных и эффективных путей повышения усталостной прочности материалов является поверхностная упрочняющая обработка, наиболее точную оценку эффективности которой дают усталостные испытания образцов. Поскольку усталостные испытания относятся к числу длительных и дорогостоящих, получение информации путем проведения этих испытаний в полном объеме не всегда возможно, учитывая разнообразие используемых материалов и режимов их поверхностной обработки. В связи с этим большое значение приобретает разработка методов оценки эффективности поверхностного упрочнения и прогнозирования усталостной прочности материалов, в том числе с использованием компьютерного моделирования.

В настоящей работе рассмотрена возможность применения компьютерного моделирования для оценки эффективности метода термопластического упрочнения (ТПУ), который широко используется для повышения усталостной прочности деталей, работающих в условиях повышенных температур и знакопеременных нагрузок. Этот метод позволяет наводить благоприятные с точки зрения усталостной прочности остаточные напряжения сжатия, кроме того отличительной особенностью ТПУ является минимальная величина остаточных деформаций и связанная с этим энергетическая стабильность термоупрочненного поверхностного слоя.

Для оценки влияния ТПУ на сопротивление усталости была разработана методика компьютерного моделирования с применением программного комплекса, созданного в рамках специального расчетно-экспериментального метода (РЭМ) [1]. В основе данной методики лежит моделирование упрочняющей обработки материала с учётом распределения остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое и их релаксации (т.е. с учетом временного фактора). В разработанном подходе реализован переход от интегральных механических характеристик материала – предельной деформации и модуля упругости – к функции распределения этих характеристик по структурным элементам, образующим модель материала. В качестве уровня состояния системы используется запас деформативности структурных элементов, исчерпание которого приводит к последовательному их разрушению и развитию процесса разрушения.

Для целей настоящей работы были использованы результаты сравнительных исследований исходных лопаток первой ступени турбины ГТК10-4 (сплав ЭИ893) и лопаток, восстановленных по ремонтной технологии, использующей термопластическое упрочнение [2]. На рис. 1 показано изменение остаточных напряжений сжатия ($\sigma_{ост}$) по глубине поверхностного слоя образцов (δ), вырезанных из нижней части пера лопаток ГТК-10 [2]. Задание в модель разрушения остаточных напряжений сжатия по глубине поверхностного слоя происходило в соответствии с этой кривой. Размер структурного элемента выбирался равным 25 мкм. Для структурных элементов поверхностного слоя глубиной 300 мкм шаг нагружения корректировался на величину остаточных напряжений.

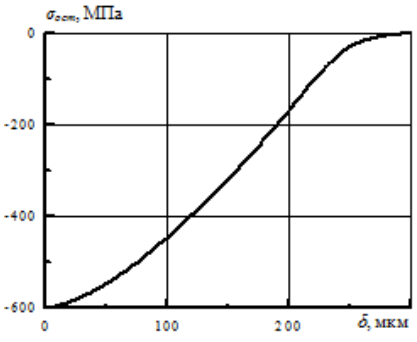


Рис. 1, [2].

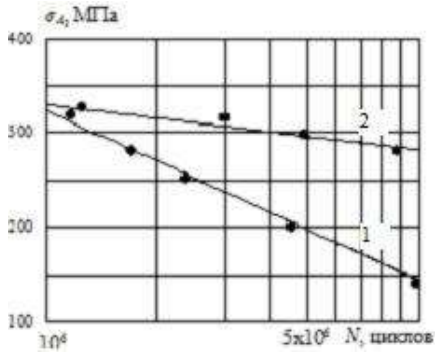


Рис. 2.

На рис. 2 проведено сравнение результатов испытаний лопаток на многоцикловую усталость (линии) с результатами компьютерного моделирования (точки): 1 – исходные лопатки, 2 – лопатки, восстановленные при помощи ТПУ. Видно, что зависимости практически совпадают. Предел выносливости исходных лопаток на базе 10^7 циклов равняется 140 МПа; предел выносливости лопаток, восстановленных по технологии с использованием ТПУ, – 280 МПа.

Детали из жаропрочных сплавов в условиях эксплуатации подвергаются воздействию рабочих температур, а также статических и циклических перегрузок. Это приводит к релаксации остаточных напряжений сжатия, образующихся в поверхностном слое после упрочняющей обработки. Для оценки изменения усталостной долговечности лопаток после ТПУ в процессе наработки были внесены изменения в компьютерные модели материала и разрушения в соответствии с кривой релаксации $\sigma_{ост}$ (рис. 3). На рис. 4 приведена зависимость усталостной прочности лопаток, восстановленных ТПУ, от наработки с учетом релаксации остаточных напряжений, полученная с помощью компьютерного моделирования.

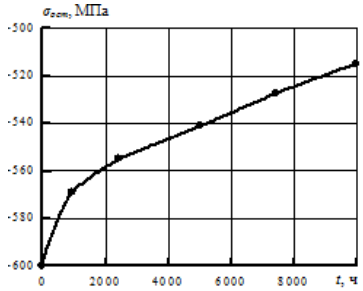


Рис. 3, [2].

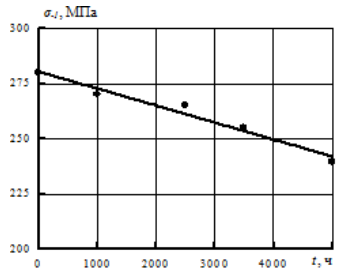


Рис. 4.

Расчет параметров процесса релаксации остаточных напряжений основывается на методике [3]. Для вычисления релаксирующих остаточных напряжений в качестве исходных данных используются физические свойств материала, кривые ползучести при рабочей температуре и параметры способа и режима упрочнения. Из результатов, приведенных на рис. 3, 4, видно, что после 5000 часов наработки остаточные напряжения, образованные в результате ТПУ, релаксировали на 10 %, а снижение предела выносливости составило 40 МПа.

Сравнение приведенных выше результатов с результатами [2] позволяет сделать вывод об адекватности разработанных компьютерных моделей, что подтверждает возможность использования разработанного подхода для оценки влияния упрочняющей обработки материалов на их усталостную прочность. Разработанная методика позволяет не только определять оптимальный способ поверхностного упрочнения для повышения сопротивления усталости деталей, но и прогнозировать срок снижения остаточных напряжений до критического уровня, после которого необходимо проводить повторное упрочнение. Необходимым условием применения разработанного подхода является наличие зависимости остаточных напряжений от глубины поверхностного слоя.

Литература

1. Милешкин М.Б. Применение специального расчетно-экспериментального метода для оценки остаточного ресурса элементов конструкций по фактическому состоянию материала / М.Б. Милешкин, И.В. Библик // Надежность и долговечность машин и сооружений. – Киев: ИПП НАН Украины, 2006. – С. 304-310.

2. Круцило В.Г. Эксплуатационные испытания турбинных лопаток, упрочненных термопластическим методом / В.Г. Круцило, Н.Б. Кротинов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2011. – №3(27). – С. 380-383.

3. Радченко В.П. Ползучесть и релаксация остаточных напряжений в упрочненных конструкциях / В.П. Радченко, М.Н. Саушкин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 226 с.

****

ON THE LINEAR RESPONSE FUNCTION OF A SCREW DISLOCATION IN FERROELASTICS

Dezhin V.V., Nechaev V.N.
Russia, Voronezh State Technical University, viktor.dezhin@mail.ru

The oscillations of a screw dislocation in the vicinity of a structural phase transition are considered. This transition, according to the Landau theory [1], was described by the order parameter η. The presence of dislocations leads to the appearance of an additive $\eta_1(\vec{r},t)$ to the thermodynamically equilibrium value of the order parameter η_s, which depends on the radius vector $\vec{r}$ and time t. Earlier bending vibrations edge and screw dislocations in crystals with a soft mode, arising under the influence of external influences in the works of authors [2-6] are studied. In the present work, in contrast to [6] bending oscillations screw dislocation in the arbitrary slip plane are studied.

Let us consider a screw dislocation lying along the axis Oz with a unit tangent vector to the dislocation line $\vec{\tau}_0 = (0,\ 0,\ -1)$, the Burgers vector $\vec{b} = (0,\ 0,\ b)$, and the unit vector of the normal to the slip plane $\vec{n} = (n_x,\ n_y,\ 0)$. We restrict the small amplitudes of the dislocation oscillations near the equilibrium position. Then in the linear approximation from the dislocation displacement $u = u(z,\ t)$ we obtain

$$\vec{\tau} = \left(-n_y \frac{\partial u}{\partial z}, -n_x \frac{\partial u}{\partial z}, -1 \right), \qquad \delta(\vec{\xi}) = \delta(x)\delta(y) - n_x \delta(x)\delta'(y)u - n_y \delta'(x)\delta(y)u\,,$$

$$\frac{\partial V}{\partial t}\delta(\vec{\xi}) = \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}\left(\delta(x)\delta(y) - n_x\delta(x)\delta'(y)u - n_y\delta'(x)\delta(y)u\right) \approx \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}\delta(x)\delta(y)\,,$$

$$f_\perp = n_l \sigma_{lm} b_m = n_x \sigma_{xz} b + n_y \sigma_{yz} b\,, \qquad (\vec{n}\cdot\vec{\nabla})(\vec{b}\cdot\vec{\nabla})(\eta_s\eta_1) = n_x b\eta_s \frac{\partial^2 \eta_1}{\partial x \partial z} + n_y b \eta_s \frac{\partial^2 \eta_1}{\partial y \partial z}\,,$$

$$n_i \eta_{ik} b_k = n_x b \eta_{xz} + n_y b \eta_{yz} = \frac{1}{2} b^2 \left(-n_x \delta(x)\delta'(y) + n_y \delta'(x)\delta(y) + n_x^2 \delta(x)\delta''(y)u - n_y^2 \delta''(x)\delta(y)u \right),$$

$$\eta_{ll} = b \frac{\partial u}{\partial z}\left(n_x \delta'(x)\delta(y) - n_y \delta(x)\delta'(y) \right).$$

Here $\delta(\vec{\xi})$ is a two-dimensional delta function, $\vec{\xi}$ is the two-dimensional radius vector counted from the dislocation axis in the plane normal to the vector $\vec{\tau}$, V is the velocity of the dislocation line at a given point, $f_\perp$ is the projection of the Peach-Koehler force on the slip plane, σ_{lm} is the stress tensor, η_{ik} is deformation incompatibility tensor. Substituting these expressions into the formulas obtained earlier [2, 3, 6], we will have a system of three equations:

$$\frac{1}{c_t^2}\frac{\partial^2 f_\perp}{\partial t^2} - \nabla^2 f_\perp + \frac{3b}{1+\nu}\left(n_x \frac{\partial^2 p}{\partial x \partial z} + n_y \frac{\partial^2 p}{\partial y \partial z} \right) - 2\mu g b \eta_s \left(n_x \frac{\partial^2 \eta_1}{\partial x \partial z} + n_y \frac{\partial^2 \eta_1}{\partial y \partial z} \right) =$$

$$= -\rho b^2 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}\delta(x)\delta(y) - \mu b^2 \left(-n_x \delta(x)\delta'(y) + n_y \delta'(x)\delta(y) + n_x^2 \delta(x)\delta''(y)u - n_y^2 \delta''(x)\delta(y)u \right), \qquad (1)$$

$$\frac{1}{c_l^2}\frac{\partial^2 p}{\partial t^2} - \nabla^2 p + \frac{4}{3}\mu\frac{1+\nu}{1-\nu} g \eta_s \left(\frac{1}{c_t^2}\frac{\partial^2 \eta_1}{\partial t^2} - \nabla^2 \eta_1 \right) = -\frac{2}{3}\frac{1+\nu}{1-\nu}\mu b \frac{\partial u}{\partial z}\left(n_x \delta'(x)\delta(y) - n_y \delta(x)\delta'(y) \right), \qquad (2)$$

$$\eta_1(\vec{r},\ t) = -3\eta_s g \int \chi(\vec{r} - \vec{r}', t - t') p(\vec{r}', t') d\vec{r}' dt'\,. \qquad (3)$$

In these equations, c_t and c_l are the velocities of transverse and longitudinal sound waves, ν is the Poisson's ratio, p is the hydrostatic pressure, μ is the shear modulus, g is the constant striction coefficient, ρ is the density of the crystal matter, $\chi = \chi(\vec{r},t)$ is the response function of the order parameter to the hydrostatic pressure. To solve the recorded system, we perform the Fourier transform of equations (1)-(3) with respect to $\vec{r}$ and t:

$$\left(q^2 - \omega^2 / c_t^2 \right)\tilde{f}_\perp - \frac{3b}{1+\nu}(n_x q_x + n_y q_y) q_z \tilde{p} + 2\mu b g \eta_s (n_x q_x + n_y q_y) q_z \tilde{\eta}_1 =$$

$$= -\mu b^2 \left(n_y^2 q_x^2 - n_x^2 q_y^2 - \omega^2 / c_t^2\right)\tilde{u} - i(2\pi)^2 \mu b^2 (n_y q_x - n_x q_y)\delta(q_z)\delta(\omega), \quad (4)$$

$$\left(q^2 - \omega^2 / c_l^2\right)\tilde{p} + \frac{4}{3}\frac{1+\nu}{1-\nu}\mu g \eta_s \left(q^2 - \omega^2 / c_t^2\right)\tilde{\eta}_1 = \frac{2}{3}\frac{1+\nu}{1-\nu}\mu b (n_x q_x - n_y q_y) q_z \tilde{u}, \quad (5)$$

$$\tilde{\eta}_1 = -3 g \eta_s \tilde{\chi}\, \tilde{p}. \quad (6)$$

Here $\vec{q}$ is the wave vector, ω is the frequency, $\tilde{f}_\perp(\vec{q},\omega)$, $\tilde{p}(\vec{q},\omega)$, $\tilde{\eta}_1(\vec{q},\omega)$, $\tilde{u}(\vec{q},\omega)$, $\tilde{\chi}(\vec{q},\omega) = \chi_0\, \omega_0^2 / (\omega_0^2 + \kappa q^2 - \omega^2)$ [7] are the Fourier transforms, $\omega_0^2 = a(T - T_c)$ is the square of the characteristic frequency of the soft mode, T_c is the temperature of the structural phase transition, $\kappa \sim c_t^2$. Excepting $\tilde{p}$ and $\tilde{\eta}_1$ from the system (4)-(6), for the projection of the Peach-Koehler force we obtain

$$\tilde{f}_\perp(\vec{q},\omega) = \frac{2\mu b^2 (n_x^2 q_x^2 - n_y^2 q_y^2) q_z^2 \left(1 + 2(1+\nu)\mu g^2 \eta_s^2 \tilde{\chi}\right)\tilde{u}}{(1-\nu)\left(q^2 - \omega^2/c_t^2\right)\left(q^2 - \omega^2/c_l^2\right) - 4(1+\nu)\mu g^2 \eta_s^2 \tilde{\chi}\left(q^2 - \omega^2/c_t^2\right)^2} -$$

$$- \mu b^2 \frac{(n_y^2 q_x^2 - n_x^2 q_y^2 - \omega^2/c_t^2)\tilde{u} + i(2\pi)^2 (n_y q_x - n_x q_y)\delta(q_z)\delta(\omega)}{q^2 - \omega^2/c_t^2}. \quad (7)$$

We find the expression for the projection of the Peach-Koehler force on the dislocation line ($x = 0$, $y = 0$). For this, we perform the inverse Fourier transform of the expression (7) with respect to the variables q_x and q_y, and then set $x = y = 0$:

$$\tilde{f}_\perp(x, y, q_z, \omega) = \int_{-\infty}^{\infty} \tilde{f}_\perp(\vec{q},\omega) e^{i(x q_x + y q_y)} \frac{dq_x dq_y}{(2\pi)^2},$$

$$\tilde{f}_\perp(0, 0, q_z, \omega) = \tilde{f}_\perp(q_z, \omega) = \int_{-\infty}^{\infty} \tilde{f}_\perp(\vec{q},\omega) \frac{dq_x dq_y}{(2\pi)^2}. \quad (8)$$

Convert to polar coordinates in the integral (8) and performing integration over the polar angle, we obtain the equation of a screw dislocation bending vibrations

$$\tilde{f}_\perp(q_z, \omega) = \alpha_D^{-1}(q_z, \omega)\tilde{u}(q_z, \omega),$$

where $\alpha_D(q_z, \omega)$ is the linear response function of the screw dislocation near the point of the structural phase transition, which is found by formula

$$\alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = \frac{\mu b^2}{4\pi} \int q_\perp dq_\perp \left\{ - \frac{(n_y^2 - n_x^2) q_\perp^2 - 2\omega^2/c_t^2}{q^2 - \omega^2/c_t^2} + \right.$$

$$\left. + \frac{2(n_x^2 - n_y^2) q_\perp^2 q_z^2 \left(1 + 2(1+\nu)\mu g^2 \eta_s^2 \tilde{\chi}\right)}{(1-\nu)(q^2 - \omega^2/c_t^2)(q^2 - \omega^2/c_l^2) - 4(1+\nu)\mu g^2 \eta_s^2 \tilde{\chi}(q^2 - \omega^2/c_t^2)^2} \right\}.$$

In the case of natural vibrations of dislocation $\alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = 0$ should be assumed. From this equation, the eigenfrequencies of bending dislocation oscillations in the vicinity of the structural phase transition and their damping are found, the effect of the interaction of an elastic field with a soft mode on the effective mass and the effective rigidity of a dislocation can be established.

References

1. Landau L.D., Lifshitz E.M. Course of Theoretical Physics. V. 5. Statistical Physics. Part 1. (Butterworth-Heinemann, 1980). 544 p.

2. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. Generalized susceptibility of a dislocation in a crystal with a soft mode // Fizika tverdogo tela. (1990). V. 32. N 3. P. 810-817 (in Russian).

3. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. Generalized susceptibilily of dislocations in ferroelectrics and ferromagnetics // Z. für Kristallographie. (1990). V.193. P.175-197.

4. Bataronov I.L., Dezhin V.V., Nechaev V.N. Dynamic characteristics of dislocations in soft-mode crystals // Bull. Russ. Acad. Sci.: Physics. (1998). V. 62, N 8. P. 1223-1227.

5. Nechaev V.N., Dezhin V.V. Equation of bending dislocation vibrations near the structural phase transition point // Proc. XXVII Intern. Sci. Conf. "Matematicheskiye metody v tekhnike i tekhnologiyakh". (Saratov State Tech. Univ., Saratov, 2014). Part 1. P. 48-50 (in Russian).

6. Nechaev V.N., Dezhin V.V. The bending vibrations equation of a screw dislocation in ferroelastic near the phase transition point // Tambov University Reports. Ser.: Natural and Technical Sciences. (2016). V. 21, Is. 3. P. 1188-1190 (in Russian).

7. Bruce A.D., Cowley R.A. Structural Phase Transition. (Taylor & Francis, London, 1981). 326 p.

****

ON THE EQUATION OF THE VIBRATIONS OF THREE ADJACENT SAME LENGTH DISLOCATION SEGMENTS

Dezhin V.V.

Russia, Voronezh State Technical University, viktor.dezhin@mail.ru

Earlier in the works [1, 2], oscillations of a single dislocation segment and two adjacent dislocation segments [3, 4] were studied. But in real crystals the dislocation is fixed on a large number of defects. In order to establish general regularities, this report deals with the vibrations of three adjacent dislocation segments under the influence of external forces. The dislocation line was located along the axis Oz, the displacement of the dislocation line $\xi(z,t)=0$ at $z\in(-\infty,-3L/2)\cup\{-L/2\}\cup\{L/2\}\cup[3L/2,\infty)$, where t is the time, L is the length of the adjacent dislocation segments. The equation of an infinite dislocation oscillation [5] for three adjacent dislocation segments takes the form of the Fredholm integral equation of the first kind:

$$\int_{-3L/2}^{3L/2} dz' G_0(z-z',\omega)\xi(z',\omega)=f(z,\omega). \qquad (1)$$

Here ω is the frequency, $f(z,\omega)$ is the value of the external force per unit length of the dislocation, arbitrary in the general case. The functions $\xi(z,\omega)$ and $f(z,\omega)$ were assumed to be continuous from physical considerations, the kernel $G_0(z-z',\omega)$ is asymmetric in the variables z and z', in the general case takes complex values. To solve the problem, the unknown function $\xi(z,\omega)$, according to the method of undetermined coefficients [6], was represented as a series with respect to the complete system of linearly independent functions, taking into account the fixing conditions of dislocation:

$$\xi(z,\omega)=\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(1)}(\omega)\sin\frac{\pi n(z+3L/2)}{L}\theta(L/2-|z+L|)+\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(2)}(\omega)\sin\frac{\pi n(z+L/2)}{L}\theta(L/2-|z|)+$$

$$+\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(3)}(\omega)\sin\frac{\pi n(z-L/2)}{L}\theta(L/2-|z-L|), \qquad (2)$$

where $\theta(x)$ is the Heaviside function, the notation $^{(1)}$ refers to the segment $[-3L/2,-L/2]$, the notation $^{(2)}$ – to the segment $[-L/2,L/2]$, the notation $^{(3)}$ – to the segment $[L/2,3L/2]$. We also expand the external force in a series on this system of functions. Substituting the expansion for displacement of the dislocation (2) and expansion for the external force into equation (1), we obtain the equation of three adjacent dislocation segments oscillations:

$$\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G(q,\omega)e^{iqz}\left[\int_{-3L/2}^{-L/2}dz'e^{-iqz'}\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(1)}\sin\frac{\pi n(z'+3L/2)}{L}+\int_{-L/2}^{L/2}dz'e^{-iqz'}\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(2)}\sin\frac{\pi n(z'+L/2)}{L}+\right.$$

$$\left.+\int_{L/2}^{3L/2}dz'e^{-iqz'}\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(3)}\sin\frac{\pi n(z'-L/2)}{L}\right]=f(z,\omega). \qquad (3)$$

Here we have taken into account the formula

$$G_0(z-z',\,\omega)=\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)e^{iq(z-z')},$$

q is wave vector component along the axis Oz. Performing the transformations of equation (3), analogously to [1-4], we write the system of equations:

$$\sum_{n=1}^{\infty}\left(B_{mn}^{(1,1)}(\omega)Q_n^{(1)}(\omega)+B_{mn}^{(1,2)}(\omega)Q_n^{(2)}(\omega)+B_{mn}^{(1,3)}(\omega)Q_n^{(3)}(\omega)\right)=F_m^{(1)}(\omega),$$

$$\sum_{n=1}^{\infty}\left(B_{mn}^{(2,1)}(\omega)Q_n^{(1)}(\omega)+B_{mn}^{(2,2)}(\omega)Q_n^{(2)}(\omega)+B_{mn}^{(2,3)}(\omega)Q_n^{(3)}(\omega)\right)=F_m^{(2)}(\omega),$$

$$\sum_{n=1}^{\infty}\left(B_{mn}^{(3,1)}(\omega)Q_n^{(1)}(\omega)+B_{mn}^{(3,2)}(\omega)Q_n^{(2)}(\omega)+B_{mn}^{(3,3)}(\omega)Q_n^{(3)}(\omega)\right)=F_m^{(3)}(\omega)$$

or in the form of block matrices

$$\begin{pmatrix}B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) & B^{(1,3)}(\omega)\\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) & B^{(2,3)}(\omega)\\ B^{(3,1)}(\omega) & B^{(3,2)}(\omega) & B^{(3,3)}(\omega)\end{pmatrix}\cdot\begin{pmatrix}Q^{(1)}(\omega)\\ Q^{(2)}(\omega)\\ Q^{(3)}(\omega)\end{pmatrix}=\begin{pmatrix}F^{(1)}(\omega)\\ F^{(1)}(\omega)\\ F^{(3)}(\omega)\end{pmatrix}, \qquad (4)$$

where $B^{(k,s)}(\omega)=\left(B_{mn}^{(k,s)}(\omega)\right)$, $B_{mn}^{(k,s)}(\omega)$ are matrix elements of dislocation oscillators, which determined by the formulas found in the work, $Q^{(k)}(\omega)=\left(Q_n^{(k)}(\omega)\right)$, $F^{(k)}(\omega)=\left(F_m^{(k)}(\omega)\right)$, $F_m^{(k)}(\omega)$ are the coefficients of the external force expansion. It follows from equation (4) that the block matrix

$$\begin{pmatrix}B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) & B^{(1,3)}(\omega)\\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) & B^{(2,3)}(\omega)\\ B^{(3,1)}(\omega) & B^{(3,2)}(\omega) & B^{(3,3)}(\omega)\end{pmatrix}^{-1}$$

is a function of the linear response (generalized susceptibility) of three adjacent dislocation segments. The equation that determines the eigenfrequencies of these segments vibrations has the form

$$\det\begin{pmatrix}B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) & B^{(1,3)}(\omega)\\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) & B^{(2,3)}(\omega)\\ B^{(3,1)}(\omega) & B^{(3,2)}(\omega) & B^{(3,3)}(\omega)\end{pmatrix}=0.$$

This equality in the form of a product of three ordinary matrices determinants we write

$$\left|B^{(1,1)}\right|\cdot\left|B^{(2,2)}-B^{(2,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,2)}\right|\cdot\left|B^{(3,3)}-B^{(3,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,3)}-\right.$$

$$\left.-\left(B^{(3,2)}-B^{(3,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,2)}\right)\left(B^{(2,2)}-B^{(2,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,2)}\right)^{-1}\left(B^{(2,3)}-B^{(2,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,3)}\right)\right|=0.$$

The equation $\left|B^{(1,1)}\right| = 0$ determines the eigenfrequencies of a single dislocation segment vibrations [1, 2], the equation $\left|B^{(2,2)} - B^{(2,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,2)}\right| = 0$ determines the eigenfrequencies of a two adjacent dislocation segments vibrations [3, 4]. But from the third determinant it is clear that $\left|B^{(1,1)}\right| \neq 0$ and $\left|B^{(2,2)} - B^{(2,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,2)}\right| \neq 0$. Thus, the equality of the third determinant to zero determines the eigenfrequencies of three adjacent dislocation segments vibrations.

References

1. Bataronov I.L., Dezhin V.V. On vibrations of dislocation segment // Tambov University Reports. Ser.: Natural and Technical Sciences. (2013). V. 18, Is. 4. P. 1566-1567 (in Russian).

2. Bataronov I.L., Dezhin V.V. The generalized susceptibility of dislocation segment in nondissipative crystal // J. Phys.: Conf. Ser. (2016). V. 738. 012108.

3. Bataronov I.L., Dezhin V.V. On the equation of the two adjacent same length dislocation segments vibrations // Proc. VII Intern. Sci. Conf. "Sovremennye metody prikladnoy matematiki, teorii upravleniya i komp'yuternykh tekhnologiy". (Voronezh State Tech. Univ., Voronezh, 2014). P. 27-29 (in Russian).

4. Dezhin V.V. On the vibrations of two adjacent linear defects segments in a continuous isotropic medium // Proc. IX All-Rus. Conf. "Mekhanika deformiruyemogo tverdogo tela". (Voronezh State Univ., Voronezh, 2016). Voronezh. P. 4-6 (in Russian).

5. Bataronov I.L., Dezhin V.V., Roshchupkin A.M. Effect of pinning centers and Peierls relief on generalized susceptibility of dislocations in real crystals // Bull. Russ. Acad. Sci.: Physics. (1993). V. 57, N 11. P. 1947-1955.

6. Krasnov M.L. Integral equations. (Nauka, Moscow, 1975). 304 p. (In Russian).

****

ЧИСЛЕННАЯ МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КИРПИЧНОЙ КЛАДКИ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Демарева А.В., Кибец А.И., Кибец Ю.И.

Россия, Нижний Новгород, Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, E-mail: kibec@mech.unn.ru

A NUMERICAL METHOD OF SIMULATION PROCESSES OF DEFORMATION AND FAILURE OF MASONRY UNDER NONSTATIONARY LOADING.

Demareva A.V., Kibets A.I, Kibets Yu.I

The method for the numerical solution of 3-D problems of deformation and damage accumulation in masonry under dynamic loading is developed. The determining system of equations is written in Lagrange variables. A masonry is modeled as a heterogeneous medium, which parameters depend on the type of stress-strain state and current level of damage. The solution of the problem is based on the finite-element method.

Деформирование каменных кладок рассматривается на основе соотношений механики поврежденной среды. Развита двухуровневая модель динамики кирпичной кладки. На нижнем уровне этой модели на основании решения задачи деформирования и разрушения типовых блоков, с учетом их реальной структуры, определяются приведенные характеристики континуальной, физически нелинейной среды верхнего уровня, свойства которой зависят от текущего вида напряженно-деформированного состояния (НДС) и степени поврежденности материала [1-11]. Учет влияния поврежденности на НДС осуществляется с помощью скалярной функции [10], представляющей собой меру уменьшения эффективных площадок действия напряжений по отношению к их начальному неповрежденному значению путем введения зависимости характеристик материала от текущего значения этой функции. Вводятся две характеристики напряжений: эффективные напряжения, действующие на поврежденных площадках, и приведенные напряжения, статически эквивалентные первым, но отнесенные к неповрежденным площадкам. Эффективные напряжения используются в

уравнениях состояния материала, а приведенные напряжения при формулировке уравнений движения. Связь между напряжениями и деформациями принимается в виде [10]. Нелинейность этой модели обусловлена зависимостью деформационных характеристик материала от уровня деформаций, текущей меры поврежденности и текущего значения параметра вида НДС, величина которого заранее неизвестна и определяется в результате решения соответствующей начально-краевой задачи.

Для получения осредненных характеристик однородной среды верхнего уровня модели, адекватно описывающей деформирование кирпичной кладки, большое значение имеет правильный выбор типового фрагмента и схемы его конечно-элементного разбиения. Размер фрагмента должен быть достаточным, для того чтобы учесть особенности расположения составляющих материалов и их реальные прочностные и деформационные характеристики, и не слишком большим, чтобы не увеличивать трудоемкость исследования. Алгоритм определения типового фрагмента состоит в следующем. Выбирается минимально возможный фрагмент кирпичной кладки, включающий в себя все составляющие материалы. Для него определяются основные характеристики условной однородной среды верхнего уровня. Далее величина блока постепенно увеличивается, а полученные значения основных характеристик сравниваются с предыдущими значениями. Уточнение завершается, когда увеличение размеров типового фрагмента не приводит к существенному изменению его прочностных и деформационных характеристик. Конечно-элементное разбиение фрагмента кирпичной кладки должно обеспечивать возможность учета его реальной геометрии и структуры.

Для выбранного фрагмента решается ряд начально-краевых задач с соответствующими условиями нагружения. Для модели разномодульного материала, их должно быть как минимум три: одноосное сжатие, одноосное растяжение, двуосное сжатие или другие виды элементарных нагружений. По результатам решения для среды верхнего уровня определяются упругие характеристики линейного участка диаграммы деформирования, а также пределы прочности материала на растяжение, сжатие, кручение. За предел прочности материала принимается средняя величина соответствующих напряжений при образовании зон, в которых величина параметра поврежденности достигает предельного значения.

Численное решение задачи деформирования и накопления повреждений в кирпичной кладке при динамическом нагружении основано на моментной схеме метода конечных элементов и явной схеме интегрирования по времени типа «крест» [12,13], реализованных в вычислительном комплексе «Динамика-3» [14].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 17–08–00986–а.

Литература:

Luciano R., Sacco E. Homogenization technique and damage model for old masonry material//International Journal of Solids and Structures. 1997. V.34. №4. P. 3191-3208.

Баженов В.Г., Капустин С.А., Торопов В.В., Туровцев Г.В. Моделирование процессов деформирования и разрушения кирпичноой кладки//Прикладные проблемы прочности и пластичности: 1997. №59. С. 56-61.

Lourenço P.B., Rots J.G., Blaauwendraad J. Continuum model for masonry: Parameter estimation and validation //Journal of Structural Engineering. 1998. V.124. №6. P. 642-652.

Капустин С. А., Кулагин Ю.М., Лихачева С.Ю., Чурилов Ю.А. Прочность конструкций кирпичной кладки при квазистатических нагружениях//Проблемы прочности и пластичности. 2002. № 64. С. 95-99.

Баженов В.Г., Гордиенко А.В., Зефиров С.В., Кибец А.И., Крушка Л. Моделирование деформирования и разрушения конструкций из кусочно -однородных материалов с регулярной структурой при взрывном нагружении//Математическое моделирование. 2006. Т. 18. № 8. С. 86-92.

Massart, T.J., Peerlings, R.H.J., Geers, M.G.D. An enhanced multi-scale approach for masonry wall computations with localization of damage //International Journal for Numerical Methods in Engineering. 2007. V.69. №5. P.1022-1059.

Кашеварова Г.Г., Зобачева А.Ю. Моделирование процесса разрушения кирпичной кладки//Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Строительство и архитектура. 2010. № 1. С. 106-116.

Milani G. Simple homogenization model for the non-linear analysis of in-plane loaded masonry walls//Computers and Structures. 2011. V.89. №17-18. P. 1586-1601.

Macorini L., Izzuddin B.A. A non-linear interface element for 3D mesoscale analysis of brick-masonry structures //International Journal for Numerical Methods in Engineering. 2011. V.85. №12. P. 1584-1608.

Mercatoris B.C.N., Massart T.J. A coupled two-scale computational scheme for the failure of periodic quasi-brittle thin planar shells and its application to masonry//International Journal for Numerical Methods in Engineering. 2011. V.85. №(9). P. 1177-1206.

Кабанцев О.В. Деформационные свойства каменной кладки как разномодульной кусочно-однородной среды//Сейсмостойкое строительство. Безопасность сооружений. 2013. №4. С. 36-40.

Баженов В.Г., Жестков М.Н., Замятин В.А., Кибец А.И. Математическое моделирование развития запроектной аварии внутри корпуса реактора на быстрых нейтронах//Вестник ПНИПУ. Механика. 2015. № 3. С. 5–14.

Баженов В.Г., Варавин Д.А., Кибец А.И., Рябов А.А., Романов В.И. Исследование больших формоизменений сферической оболочки при контактном взаимодействии с жесткой обоймой под действием импульса перегрузки//Прикладная механика и техническая физика. 2015. Т. 56, №6. С. 38-45.

Вычислительный комплекс «Динамика-3». Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности. Аттестационный паспорт программного средства. Регистрационный паспорт аттестации ПС № 325 от 18.04.2013.

****

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ГРАФИТИРОВАННОЙ КОМПОЗИЦИИ

Дмитриев А.В.[1], Ершов А.А.[2,1]

[1]ЧелГУ, Россия, admitriev@csu.ru,

[2]ИММ УрО РАН, Россия, ale10919@yandex.ru

Графитированный искусственный графит имеет пониженную величину ЛКТР вследствие растрескивания при охлаждении после термической обработки. Растрескивание искусственного графита вызвано неравномерной усадкой кристалликов вдоль и в большей мере поперек слоев при охлаждении, и становится значительным, согласно снижению ЛКТР, при размере зерна от 1 мкм [1]. Растрескивание снижает сечение пятен контактов между кристалликами. По изменению температурной зависимости УЭС разноплотных графитов проведена оценка изменения сечения пятен контактов [2, 3]. Для этого использовали переключение в распределении токов и напряжений от преобладания контактного электрического сопротивления к преимущественному падению напряжения за счет протекания тока вдоль слоев графита. Установлено, что изменение сечения пятен контакта составляет 2 – 3% от величины сечения пятен контакта. Сечение пятен контакта является параметром при математическом моделировании протекания электрического тока в искусственном графите при использовании для моделирования цепочечной модели [4, 5]. В результате моделирования была получена следующая формула для вычисления удельного электрического сопротивления графитированной композиции чешуек природного графита и связующего пека:

$$\rho^* = K \cdot S(\varepsilon) \cdot \rho_a \left(\tilde{\chi}\left(\nu^{-1}\eta^{0,5}\right) + \nu^{-1}\eta^{-0,5} \ln\left(\frac{D}{\varepsilon}\right) + \nu^{-2}\eta^{1} \cdot P_3 \right), \qquad (1)$$

где $\tilde{\chi}(x) = \frac{1}{2}\left(1 + \mathrm{th}\left(\frac{1}{2.6x} - 1.1x^2\right)\right)$ – срезающая функция, $\nu = D/H$ - анизометрия, D – эффективный диаметр чешуек, H – эффективная толщина чешуек, $\eta = \rho_c / \rho_{a\,c}$ - анизотропия, ρ_a и ρ_c – удельное сопротивление вдоль и поперёк чешуек графита. В качестве значений ρ_a и ρ_c использовались значения удельного электрического сопротивления отожжённого пирографита (квазимонокристалла) УПВ-1Т. Однако при

применении формулы (1) для моделирования УЭС графитированной композиции ГР30 (исходной и после уплотнений пропиткой пеком и последующим обжигом) появляются неустранимые несоответствия между теоретической и экспериментальной УЭС в виде различных «просадок» графиков (рис. 1).

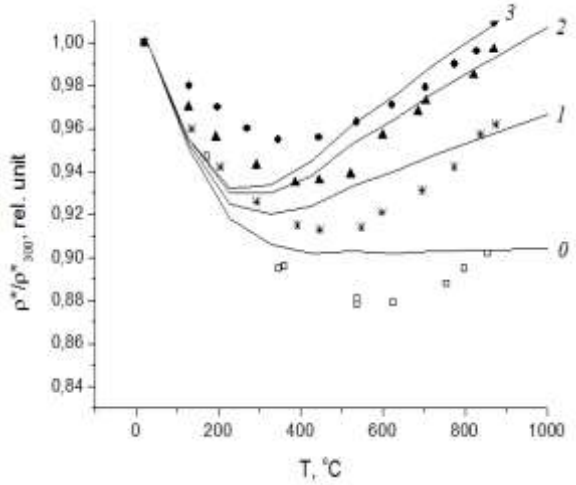


Рис. 1. График УЭС без учета растрескивания. Точками изображены экспериментальные данные, сплошными линиями – теоретическое УЭС по формуле (1). 1 – исходная композиция, 2 – после первой пропитки, 3 – после второй пропитки, 4 – после третьей пропитки,

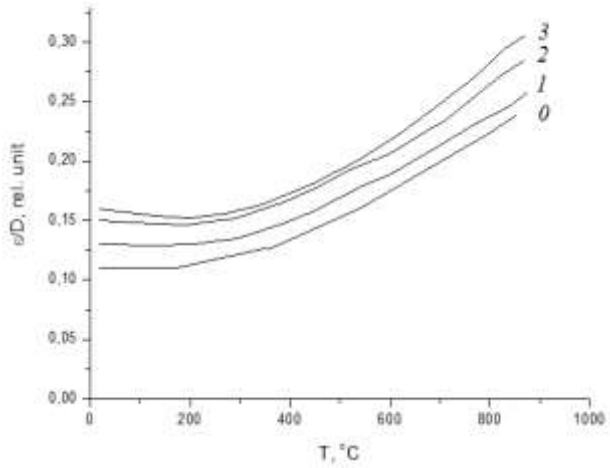


Рис. 2. Восстановленные значения размеров пятен контактов по УЭС. 0 – для исходной композиции, 1 – после первого уплотнения, 2 – после второго уплотнения, 3 – после третьего уплотнения

Это несоответствие можно устранить, если ввести дополнительный фактор, а именно учесть температурное растрескивание графита при охлаждении. Используя значения УЭС можно восстановить по ним значения размеров пятен контактов. Ниже, на рис. 2 показаны результаты такого восстановления. Были использованы следующие параметры: ν =35, P_3 =0. Здесь величина P_3 соответствует протеканию тока вдоль текстуры, величина ν увеличена относительно экспериментальной исходя из условий выполнения расчета.

Можно полагать, что в интервале температур выше комнатной рассеянием на дефектах упаковки кристаллов природного графита можно пренебречь, и тогда вид температурной зависимости УЭС определяется рассеянием на фононах. Использованная для изготовления модельной композиции узкая фракция -0,16 ÷ + 0,05 чешуйчатого графита обеспечивает унимодальность гранульного состава материала. Усадка кристаллов графита поперек слоев при снижении температуры уменьшает сечение пятен контактов из-за растрескивания, и это вызывает дополнительное снижение УЭС материала. Этот эффект выявлен по изменению вида вычисленной температурной зависимости УЭС модельного поликристалла графита с использованием формулы (1). Математическое моделирование показало, что растрескивание начинает прекращаться при снижении температуры ниже 700 К, а при достижении 500 К или 200 °С прекращается. Это может быть связано с закреплением вершин трещин температурного растрескивания и накоплением внутренних напряжений в поликристалле.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда (проект № 15-11-10018).

Литература

1. Костиков В.И., Самойлов В.М., Бейлина Н.Ю., Остронов Б.Г // ХиХТ. 2004. Т. 48. Вып. 5. С. 64.

2. Дмитриев А.В. // Изв. АН СССР. Неорг. материалы. 2001. № 6. С. 684.

3. Дмитриев А.В. Научные основы разработки способов снижения удельного электрического сопротивления графитированных электродов. Челябинск: Изд-во ЧГПУ, 2005. 198 с.

4. Дмитриев А.В. Ершов А.А. // ХТТ. 2011. №6. С. 47.

5. Дмитриев А.В. Ершов А.А. // Вестн. Южно-Ур. ун-та. Сер. Матем. Мех. Физ. 2015. Т. 7. № 2. С. 14.

****

НЕПРЕРЫВНО-АТОМИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ РАЗРУШЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ ВЫСОКИХ ЭНЕРГИЙ

Батгэрэл Б.[1,3], Пузынин И.В.[1], Пузынина Т.П.[1], Тухлиев З.К.[1], Христов И.Г.[2], Христова Р.Д.[2], Шарипов З.А.[1]

[1]Россия, Объединенный институт ядерных исследований,
Email: zarif@jinr.ru
[2]Болгария, Софийский университет "Св. Климент Охридски",
[3]Монголия, Монгольский государственный университет науки и технологии

CONTINUOUS-ATOMISTIC APPROACH FOR MODELING STRUCTURAL DESTRUCTION IN METALS UNDER IRRADIATION OF HIGH-ENERGY HEAVY IONS

B. Batgerel, I.V. Puzynin, T.P. Puzynina, I.G. Hristov, R.D. Hristova, Z.K. Tukhliev, Z.A. Sharipov

Research in the field of materials irradiation by high energy heavy ions (HEHI) has been actively made for several decades. The experiments in this area are labor-consuming and expensive. Therefore the improvement of existing mathematical models and the development of new ones based on the experimental data of interaction of HEHI with materials are of current interest. Currently, there are used two models for studying these processes: a thermal spike model and a method of molecular dynamics. Combining two these models (continuous-atomistic model (CAM)) will give the opportunity to investigate more thoroughly the processes of irradiation of materials by HEHI. The work presents the application of using the CAM for modeling interaction of metal targets with heavy ions of different energies. The applicability of CAM and the essential points of the model are discussed. The results of modeling the processes of interaction of uranium ions with different energies with a nickel target are obtained.

The work was financially supported by the RFBR grant No. 17-01-00661-a and partially supported by a grant of the Plenipotentiary Representative of the Republic of Bulgaria at the JINR.

Непрерывно-атомистический подход для моделирования процессов взаимодействия тяжелых ионов высоких энергий (ТИВЭ) с различными материалами базируется на уравнении теплопроводности электронного газа модели термического пика (ТП) [1-3] и уравнениях движения атомов метода молекулярной динамики (МД) [4], то есть представляет комбинацию двух моделей. Такая комбинация в отличие от метода МД позволяет рассматривать процессы в широком диапазоне энергии налетающего тяжелого иона на мишень (так как при высоких энергиях налетающего иона преобладают неупругие потери энергии и метод МД не работает), а в отличие от модели ТП позволяет получить более детальную информацию о моделируемой системе. Непрерывно-атомистическая модель (НАМ) [5] была предложена для описания воздействия коротко-импульсных лазеров на металлические мишени. Воздействие лазера и облучение тяжелыми ионами высоких энергий в некотором смысле схожие процессы: в обоих случаях происходит возбуждение электронов кристаллической решетки. При этом в электронной подсистеме мишени полученная энергия от налетающей частицы аккумулируется с последующей передачей к решетке. Это главный процесс, который во многом влияет на последующие процессы в облучаемом материале. Важно отметить, что величина теплоемкости электронного газа на два порядка меньше теплоемкости решетки, но температура электронного газа может достигать значений от сотни тысяч до нескольких миллионов кельвинов. Следовательно, электронная подсистема может аккумулировать в себе достаточно большое количество энергии. Модель ТП, описываемая системой уравнений теплопроводности для электронного газа и решетки была основана на идее передачи энергии от электронного газа к решетке, а НАМ введен заменой уравнения теплопроводности решетки уравнениями движения атомов метода МД. К настоящему времени количество работ по применению НАМ для моделирования облучения материалов ТИВЭ мало, что отчасти связано с отсутствием готовых прикладных программ моделирования.

В настоящей работе в рамках НАМ моделируются процессы облучения металлических мишеней тяжелыми ионами высоких энергий. Обсуждается применимость НАМ и существенно важные особенности модели. На рис.1 в качестве примера приведены результаты облучения никеля ионами урана с энергией 700 МэВ для различных значений параметров высоковозбужденной области r_0 функции источника [3] в моменты времени t_1 = 100фс и t_2 = 300фс (верхний рисунок-вид сверху и нижний рисунок-вид под углом). В этих рисунках квадратом выделена область разрушений кристаллической решетки. Из полученных рисунков видно, что при малых параметрах r_0 в малой области происходит сильное разрушение кристаллической решетки (это видно из рисунков под углом), а при больших параметрах область разрушений увеличивается, но характер разрушений не сильно изменяется. Эти результаты показывают зависимость модели от параметра r_0. При изменении этого параметра изменяется плотность распределения энергии по пространству, что демонстрируют представленные результаты.

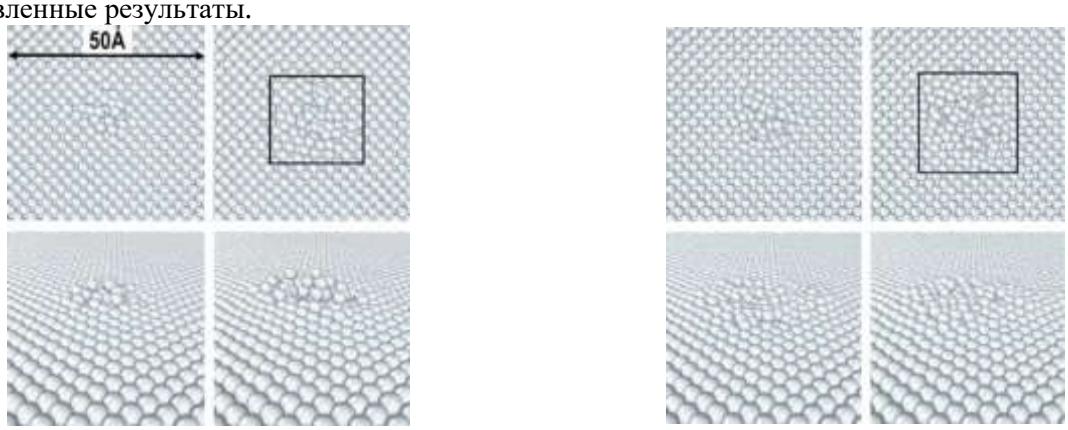


Рис.1. Динамика разрушения кристаллической решетки в моменты времени t_1 = 100фс и t_2 = 300фс (верхний рисунок-вид сверху и нижний рисунок-вид под углом) для параметра r_0 = 0.5нм (а) и r_0 = 1нм (б).

По результатам моделирования можно сделать выводы:

1. Изменение параметра r_0 в функции источника сильно влияет на результаты, поэтому он должен меняться в зависимости от энергии налетающего иона и типа иона. Этот фактор становится значительным, когда моделируется прохождение иона в глубине мишени, так как движущийся ион на половине пути пробега теряет более 70-80% от первоначальной энергии в зависимости от различных факторов.

2. Выбор коэффициента электрон-фононного взаимодействия определяется сравнением с экспериментальными данными, так как он должен соответствовать количеству переданной энергии от электронов к решетке.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 17-01-00661-а и гранта Полномочного представителя Республики Болгария в ОИЯИ.

Литература:

[1] Лифщиц И.М. О температурных вспышках в среде, подверженной действию ядерного излучения// ДАН СССР. 1956. Т. 109. № 6. С. 1109-1111.

[2] Каганов М.И., Лифшиц И.М., Танатаров Л.В. К теории релаксационных изменений в металлах// Атомная Энергия. 1959. Т. 6. С. 391.

[3] Амирханов И.В., Дидык А.Ю., Хофман А. и др. Распыление твердых тел под действием тяжелых ионов и температурные эффекты в электронной и решеточной подсистемах// ЭЧАЯ. 2006. Т. 37. Вып. 6. С. 1592.

[4] Холмуродов Х.Т., Алтайский М.В., Пузынин И.В. и др. Методы молекулярной динамики для моделирования физических и биологических процессов// ЭЧАЯ. 2003. Т. 34. Вып. 2. С. 472.

[5] Ivanov D. and Zhigilei L. Combined atomistic-continuum modeling of short-pulse laser melting and disintegration of metal films//Phys. Rev. B68. 2003. P. 064114.

****

СОБСТВЕННОЕ КОЛЕБАНИЕ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ОРТОТРОПНОЙ ПЛАСТИНКИ С ИСКРИВЛЕННЫМИ СТРУКТУРАМИ

Зейналова Т.Ю.

Азербайджан, Институт Математики и Механики НАНА, Zeynalova.Tamilla@bk.ru

SELF-OSCILLATION OF A RECTANGULAR ORTHOTROPIC PLATE WITH CURVED STRUCTURES

Zeynalova T.Yu.

The frequency and shape of self-oscillation of a rectangular orthotropic plate that made from a layered composite materials with curved structures is studied. The considered composite material consists of alternating layers of two isotropic materials. Solving the problem on determination of the self-oscillations frequency and the self functions, an analytical equation was found. Numerical analysis has shown the nature of the dependence of the self-oscillations frequency on the material parameters and on the function of curvature in the structure.

В работе исследуется частота и форма собственного колебания прямоугольной ортотропной пластинки, изготовленной из слоистых композитных материалов с искривленными структурами. Рассматриваемый композитный материал состоит из чередующихся слоев двух изотропных материалов. Предполагается, что главное направление в пластинке параллельны ее краям. Механические соотношения материала описываются в рамках континуальной теории [1]. Уравнения срединной поверхности выбранного искривленного слоя возьмем в следующем виде

$$x_3 = F(x_1, x_2) = \varepsilon\varphi(x_1 x_2). \tag{1}$$

Здесь ε безразмерный малый параметр, смысл которого определяется для каждой конкретной заданной функции формы искривления $F(x_1 x_2)$ [3, 4, 5]. Полагаем, что для пластинки, справедливы уравнения обобщенного закона Гука с приведенными модулями, которве в матричной форме можно записать так:

$$\begin{Vmatrix}\sigma_{11}\\ \sigma_{22}\\ \sigma_{12}\end{Vmatrix} = \begin{Vmatrix}A_{11} & A_{12} & 0\\ A_{21} & A_{22} & 0\\ 0 & 0 & A_{66}\end{Vmatrix}\begin{Vmatrix}\varepsilon_{11}\\ \varepsilon_{22}\\ \varepsilon_{12}\end{Vmatrix} \tag{2}$$

Здесь,

$$A_{sp} = A_{spo} + \sum_{q=1}^{\infty}\varepsilon^{2q}A_{spq}\left[A_{spo}, \varphi(x_1 x_2)\right] \qquad (s : p = 1,2) \tag{3}$$

где A_{spo} константы упругости однородной прямолинейной ортотропной пластинки; A_{spq} – определяется также через A_{spo} и параметры искривленности слоев [1,2].

Обозначим через h толщину пластинки, через u_1 и u_2 перемещения любых точек в направлении осей x_1 и x_2, а через $w(x_1 x_2)$ прогиб срединной плоскости. Вид функции w определяет форму изогнутой срединной поверхности. По известным из теории упругости формулам составляющие деформации

$$\varepsilon_{11} = \frac{\partial u_1}{\partial x_1} = -x_3\frac{\partial^2 w}{\partial x_1^2};\ \varepsilon_{22} = \frac{\partial u_2}{\partial x_2} = -x_3\frac{\partial^2 w}{\partial x_2^2}; \tag{4}$$

$$\varepsilon_{12} = \frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} = -2x_3\frac{\partial^2 w}{\partial x_1 \partial x_2}.$$

Уравнение движения, учитывая силы инерции, имеет вид [2]

$$\frac{\partial^2 M_{11}}{\partial x_1^2} + 2\frac{\partial^2 M_{12}}{\partial x_1 \partial x_2} + \frac{\partial^2 M_{22}}{\partial x_2^2} + \frac{h\gamma}{g}\frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0 \tag{5}$$

Здесь M_{11}, M_{22} – изгибающие моменты, M_{12} – скручивающий момент.

$$M_{11}=\int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}}\sigma_{11}x_3dx_3,\qquad M_{22}=\int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}}\sigma_{22}x_3dx_3,\qquad M_{12}=\int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}}\sigma_{12}x_3dx_3 \tag{6}$$

Подставляя (2) в (5) получим дифференциальное уравнение колебаний в матричной форме

$$\frac{h\gamma}{g}\cdot\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}+\frac{h^3}{12}\left\{\begin{Vmatrix}A_{11} & 2(A_{12}+2A_{66}) & A_{22}\end{Vmatrix}\begin{Vmatrix}\frac{\partial^4 w}{\partial x_1^4}\\ \frac{\partial^4 w}{\partial x_1^2\partial x_2^2}\\ \frac{\partial^4 w}{\partial x_2^4}\end{Vmatrix}+2\begin{Vmatrix}\frac{\partial A_{11}}{\partial x_1} & 2\left(\frac{\partial A_{12}}{\partial x_1}+2\frac{A_{66}}{\partial x_1}\right)\end{Vmatrix}\begin{Vmatrix}\frac{\partial^3 w}{\partial x_1^3}\\ \frac{\partial^3 w}{\partial x_1\partial x_2^2}\end{Vmatrix}+\right.$$

$$\left.+\begin{Vmatrix}\frac{\partial^2 A_{11}}{\partial x_1^2} & \frac{\partial^2 A_{12}}{\partial x_1^2}\end{Vmatrix}\begin{Vmatrix}\frac{\partial^2 w}{\partial x_1^2}\\ \frac{\partial^2 w}{\partial x_2^2}\end{Vmatrix}\right\}=0 \tag{7}$$

Отметим, что в рассматриваемом случае искривление одностороннее, по направлению оси x_1. Решая задачу для определения частот собственных колебаний и собственных функций, было найдено аналитическое уравнение. Численный анализ показал характер зависимости частот собственных колебаний от параметров материала и от функции искривления в структуре.

Литература

Акбаров С.Д., Гузь А.И. Об одной континуальной теории в механике композитных материалов с мелкомасштабным искривлением в структуре. Прикладная механика, 1991, том 27, №2, стр. 3-13.

Лехницкий С.Г. Анизотропные пластинки. М. 1957, стр.463.

Zeynalova T.Ju. “Bending of a rectangular anisotropy plate with curved structures.” Proceeding of Institute of Mathematics and Mechanics of NAS of Azerbaijan, 2003, XVIII (XXVI) p. 179-186.

Зейналова Т.Ю. Устойчивость анизотропной пластики с периодическими искривленными структурами. Теоретическая и прикладная механика. Баку, ЕЛМ 2012, №1, стр. 116-120.

Зейналова Т.Ю. Устойчивость анизотропной пластики с локально искривленными структурами. Баку MAŞINŞUNASLIQ 2. 2012.

****

ПОСТАНОВКА И РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА, ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ

Гусев Е.Л. [1,2]

[1]*Россия, Институт проблем нефти и газа Сибирского Отделения РАН, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник;*

[2] *Институт математики и информатики Северо-Восточного федерального университета, профессор кафедры прикладной математики, elgusev@mail.ru*

STATEMENT AND SOLUTION OF PROBLEMS OF FORECASTING RESIDUAL RESOURCE, DURABILITY OF COMPOSITE MATERIALS AND STRUCTURES UNDER IMPACT OF EXTREME CLIMATIC FACTORS OF THE EXTERNAL ENVIRONMENT

Gusev E.L.

It is researched the problems of the development effective, elaborated methods of the forecasting of the resource, longevity composite materials and structures founded on modern achievements in the field of mathematical modeling. The statements allowing to reveal the conditions for the parameters of forecasting tasks in the specified formulations are formulated, in which the application of the developed methods can allow the forecast of the residual life, durability of composite materials and structures under the influence of extreme climatic factors of the external environment with a predetermined accuracy.

В последние десятилетия при разработке различных конструкций, машин и механизмов значительное внимание уделяется проблеме создания надежных методов количественной оценки работоспособности конструкций из композиционных и полимерных материалов [1-6]. Различные постановки задач прогнозирования могут быть классифицированы на два больших класса: прямые и обратные задачи прогнозирования. Прямые задачи прогнозирования связаны с расчетами на основе известных с точностью до параметров моделей долговечности. Обратные задачи прогнозирования связаны с разработкой требований, условий на задачи прогнозирования, к условиям проводимых экспериментов, разработкой требований, условий к разрабатываемым моделям долговечности, в рамках которых можно гарантировать разработку теоретического прогноза с заранее заданной точностью не ниже предельно допустимой точности прогноза $\gamma_R^{\max}$.Таким образом, центральное место при формулировке обратных задач прогнозирования занимает введение в постанову обратной задачи прогнозирования предельно допустимой точности прогноза $\gamma_R^{\max}$. Под предельно допустимой точностью прогноза $\gamma_R^{\max}$ будем понимать предельно допустимое отклонение прогнозируемой зависимости $\tilde{R}(t)$ определяющего свойства R от реальной зависимости $R^*(t)$ на прогнозируемом отрезке времени $[T_{\min}, T_{\max}]$. В соответствии с введенным определением предельно допустимая точность прогноза $\gamma_R^{\max}$ удовлетворяет условию

$$\max_{T_{\min} \le t \le T_{\max}} \left| \tilde{R}(t) - R^*(t) \right| \le \gamma_R^{\max} . \qquad (1)$$

В соответствии с введенной предельной допустимой точностью прогноза обратные задачи прогнозирования могут быть сформулированы в следующей постановке: на основе кратковременных испытаний, проведенных на интервале времени [0, T_{min}], т.е. на основании информации о значениях определяющего свойства R – $R_1, R_2, ..., R_m$, измеренных в моменты времени $t_1, t_2, ..., t_m \; (0 < t_1 < t_2 < ... < t_m = T_{\min})$, спрогнозировать изменение определяющего свойства композиционной конструкции на интервале [T_{min}, T_{max}], с погрешностью, не превышающей заранее заданной предельно допустимой точности прогноза $\gamma_R^{\max}$ (1).

В рамках развиваемого подхода к решению обратных задач прогнозирования с включением в постановку задач прогнозирования оценки точности прогноза, могут быть разработаны научно обоснованные прогнозируемые решения в пределах требуемой точности прогноза. Основу

разрабатываемого подхода составляет установление новых качественных закономерностей влияния микро-, и макроструктурных особенностей полимерных, композиционных материалов на характер изменения остаточного ресурса, долговечности под воздействием экстремальных факторов внешней среды. Включение установленных новых качественных закономерностей влияния микро-, и макроструктурных особенностей полимерных, композиционных материалов на характер изменения остаточного ресурса, долговечности, в постановку задачи прогнозирования , позволит существенно уточнить постановку задачи прогнозирования , значительно уменьшить множество сравниваемых между собой исследуемых прогнозируемых зависимостей остаточного ресурса, содержащее искомую реальную временную зависимость остаточного ресурса. А следовательно, позволит существенно повысить эффективность и достоверность прогнозирования остаточного ресурса, долговечности полимерных, композиционных материалов на основе включения в постановку новой дополнительной информации о качественных закономерностях задач прогнозирования остаточного ресурса.

Обозначим через $Q=\left(Q_1,Q_2,...,Q_m\right)$ вектор погрешностей измерения исходных данных; через R(u;t) принятую параметрическую модель прогнозирования, определенную с точностью до вектора неопределенных параметров $u=\left(u_1,u_2,...,u_n\right)$; U - множество допустимых значений вектора неопределенных параметров $u\in U$; u*(Q) – вектор параметров прогнозируемой модели, являющейся решением задачи прогнозирования в рассматриваемой постановке на основе разрабатываемого подхода. Так как, совокупность погрешностей $Q_1,Q_2,...,Q_m$ рассматривается как совокупность непрерывных случайных величин, то в этом случае суммарная среднеквадратическая ошибка $\tilde{S}$ также будет являться случайной величиной, зависящей, кроме вектора параметров u, дополнительно от случайных факторов $Q_1,Q_2,...,Q_m$, связанных с погрешностями измерений:

$$\tilde{S}=S\left(u,Q\right)=\frac{1}{m}\sum_{i=1}^{m}\left[R\left(u_1,u_2,...,u_m;t\right)-\tilde{R}_i\right]^2\Rightarrow\min_{u\in U} \qquad (2)$$

В этих обозначениях: $\tilde{R}_i=R_i(Q)$ – измеренные значения определяющего параметра R в моменты времени $t_1,t_2,...,t_m$ с учетом погрешностей измерений $Q_1,Q_2,...,Q_m$. Вектор неопределенных параметров $u^*(Q)$, доставляет глобальный минимум суммарной среднеквадратической ошибке $\tilde{S}$ (2) :

$$S\left(u^*(Q);Q\right)=\min_{u\in U}S\left(u;Q\right) \qquad (3)$$

Сформулированы и обоснованы утверждения, позволяющие выявить условия на параметры задач прогнозирования в уточненных постановках, при выполнении которых применение разработанных методов [3-5] может позволить осуществлять прогноз остаточного ресурса, долговечности конструкций из композиционных, полимерных материалов при воздействии экстремальных, климатических факторов внешней среды и эксплуатационных нагрузок, с заранее заданной точностью $\gamma_R^{\max}$ (1).

Литература

1. Болотин В. В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций. М.:Наука, 1984.

2. Уржумцев Ю.С. Прогнозирование длительного сопротивления полимерных материалов - М. : Наука, 1982. - 222 с.

3. Gusev E.L. Using parallel procedures for the searching of the extremum for the decision of the inverse problems prediction of the defining characteristics of the composite materials// Material Physics and Mechanics , 2016, v.26, N 1 , p. 70-72.

4. Гусев Е.Л. Релаксационные методы в прогнозировании определя-ющих характеристик при воздействии экстремальных факторов внешней среды// Международный журнал Международного союза ученых «Наука. Технологии. Производство», 2015, №8, с. 4-7.

5. Гусев Е.Л., Бабенко Ф.И. Методы поиска экстремума с оптимальным выбором параметров для решения задач восстановления параметров моделей прогнозирования определяющих характеристик полимерных композитов//Сб. трудов «Материалы для технических устройств и конструкций, применяемых в Арктике», М., ВИАМ, 2015, с.132-141.

****

РАСЧЕТ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ ОПТОВОЛОКОННЫМ ЛАЗЕРОМ МАТЕРИАЛА ЗАДАННОЙ КОНФИГУРАЦИИ

Манцыбора А.А.[1,2], Полоник М.В.[1,2]

Россия, [1]Институт автоматики и процессов управления Дальневосточного отделения РАН, [2]Дальневосточный федеральный университет, manzubor@iacp.dvo.ru

THE CALCULATION BY THE FINITE ELEMENTS METHOD OF PROCESSING OF THE SPECIFIED CONFIGURATION MATERIAL BY THE FILM LASER

Mantcybora A.A., Polonik M.V.

The problem of heat propagation in a material under the influence of laser radiation is considered. The nature experiments are carried out on laser equipment. For calculating the finite element method in the ANSYS are used. The numerical experiments allow us to find the quality criteria of process by selecting optimal parameters of laser radiation. The results can be used as preliminary recommendations for specifying the parameters of the real process.

В настоящее время лазерная обработка материалов стала уже достаточно обычным явлением. Это связано с возможностью прецизионной обработки и удобством использования современных лазеров. Широкое применение нашли такие процессы как: лазерная резка, сварка, наплавка покрытий, прошивка отверстий, маркировка и т.д. Среди процессов наплавки актуальным является использование лазеров для восстановительного ремонта изношенных деталей различных устройств (лопаток турбин, клапанов ДВС и т.д.), данной тематике посвящены работы [1, 2]. Становятся также популярными технологии аддитивного производства (выращивания) изделий из металлических порошков, характеризующиеся принципиально иной стратегией изготовления: выращиванием деталей, откуда вытекают её преимущества и недостатки.

В случае когда мы имеем дело не с промышленным производством, с заданным технологическим процессом, а с изготовлением штучных деталей или восстановлением узлов, физические свойства материала и геометрические размеры будут каждый раз новые, соответственно для успешного выполнения операции необходимо либо проведение ряда экспериментов для определения допустимых и оптимальных параметров резки или наплавки, что довольно дорого, либо использование некоторого математического аппарата, позволяющего провести расчеты этих параметров. Использование классического теоретического аппарата для расчета лазерной обработки [3] не позволяет учитывать многие эффекты, такие как изменение параметров материала (теплопроводность, теплоемкость и т.д.) от температуры и учет сложной конфигурации детали. В настоящее время более предпочтительным, для определения параметров таких процессов как сварка, наплавка, резка и др. выступает использование систем использующих МКЭ для численного расчета.

В данной работе рассматривается задача распределения температуры и определения ванны расплава в металлической заготовке под действием лазерного излучения. В эксперименте лазерный луч движется по поверхности с некоторой постоянной скоростью $v = 0{,}01\text{м/с}$, пятно лазерного луча имеет диаметр $d_0 = 0{,}00075\text{м}$ с мощностью P от 20 Вт до 1000 Вт. Поскольку для лазера используемого в эксперименте глубина проникновения света в материал много меньше толщины прогретого слоя, то граничное условие соответствующее световому пучку задаем как тепловой поток на границе, при этом, как и в классическом случае, распределение плотности теплового потока считаем соответствующим Гауссову. Для поставленной задачи расчеты производились в системе ANSYS, были получены характерные поля температур и граница ванны расплава. Используя данные результаты можно согласно алгоритму, предложенному в работе [4] получить оптимальные параметры для процесса лазерной обработки.

Литература

1.Морозов Е.А., Долговечный А.В., Ханов А.М. Лазерная наплавка на лопатки газотурбинных двигателей // Известия Самарского научного центра РАН. 2012. Т. 14, №1(2). С. 665-668.

2.Климов В.Г., Жаткин С.С., Щедрин Е.Ю., Когтева А.В. Особенности восстановления геометрии пера лопатки газотурбинного двигателя методом лазерной порошковой наплавки // Известия Самарского научного центра РАН. 2015. Т.17, №2(4), С. 782-788.

3.Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. 1951. М.: МАШГИЗ. 296с.

4.Polonik, M.V., Dudko, O.V., "Selection of the Optimal Parameters of the process for Thermal Laser Treatment of Metals for Creating the Molten Pool with a Required Depth", CEUR Workshop Proceedings 1623, 768-778 (2016).

****

РЕШЕНИЕ КОНТАКТНОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ СТРИНГЕРНОЙ ПЛАСТИНЫ, ОСЛАБЛЕННОЙ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМОЙ ЩЕЛЕЙ ПЕРЕМЕННОЙ ШИРИНЫ

Мир-Салим-заде М.В.

Азербайджан, Институт математики и механики НАН Азербайджана, mir-salim-zade@mail.ru

SOLUTION OF CONTACT PROBLEM FOR A STRINGER PLATE WEAKENED BY A PERIODIC SYSTEM OF VARIABLE WIDTH SLOTS

Mir-Salim-zada M.V.

We consider an elastic isotropic plate reinforced by stringers and weakened by a periodic system of rectilinear slots of variable width. The variable width of the slots is comparable with elastic deformations. We study the case when the slots faces get in contact at some area. Determination of parameters characterizing the partial closure of variable width slots is reduced to the solution of a singular integral equation. The action of the stringers is replaced with unknown equivalent concentrated forces at the points of their connection with the plate. The contact stresses and contact zone sizes are found from the solution of the singular integral equation.

Рассмотрим упругую изотропную тонкую пластину, ослабленную периодической системой прямолинейных щелей переменной ширины $h(x)$ сравнимой с упругими деформациями. К пластине симметрично относительно ее поверхности с постоянным шагом приклепаны поперечные ребра жесткости в точках $z=\pm(2m+1)L\pm iky_0$ (m=0,1,2,…; k=1,2,…). Действие приклепанных подкрепляющих ребер заменяется в расчетной схеме неизвестными сосредоточенными силами, приложенными в точках соединения. Считается, что при деформации толщина стрингера неизменяема, а напряженное состояние – одноосное. Принимаются следующие допущения: а) стрингеры изгибу не сопротивляются и работают лишь на растяжение; б) в тонкостенном листовом элементе конструкции (пластине) реализуется плоское напряженное состояние; в) подкрепляющая система стрингеров ферменного типа, их ослабление за счет постановки точек крепления не учитывается; г) листовой элемент и подкрепляющие элементы взаимодействуют друг с другом в одной плоскости и только в точках крепления; д) все точки крепления одинаковы, их радиус (площадка сцепления) мал по сравнению с их шагом и другими характерными размерами. Действие точки крепления моделируется: в стрингере – действием в сплошном ребре сосредоточенной силы, приложенной в точке, соответствующей центру точки крепления; в пластине – действием сосредоточенной силы.

На бесконечности на пластину действует однородное растягивающее напряжение $\sigma_y^\infty=\sigma_0$. Под действием внешней нагрузки σ_0 и сосредоточенных сил P_{mn} в зоне сжимающих напряжений берега щелей на некоторых участках войдут в контакт, что будет способствовать появлению контактных напряжений на данных участках. Области контакта считаются примыкающими к вершинам щелей, а их размер заранее неизвестен и может быть сравним с длиной щелей. В концевых зонах, где берега щелей вошли в контакт, будут возникать нормальные $\sigma_y=q(x)$ напряжения. Величины контактных напряжений и сосредоточенных сил P_{mn} заранее неизвестны и подлежат

определению в процессе решения краевой задачи механики разрушения. Параметры λ_1 и λ_2, характеризующие границу области контакта между берегами щелей, также должны быть определены в ходе решения задачи. Можно заранее сказать, что зона контакта между берегами щелей всегда будет начинаться с концевых точек щелей.

Рассматриваемая задача состоит в разработке математической модели, позволяющей определить контактные напряжения на участках $(-l+m\omega,\ -\lambda+m\omega)$ и $(\lambda+m\omega,\ l+m\omega)$, величины сосредоточенных сил P_{mn} (m,n=±1,±2,…), напряженно-деформированного состояния вне щелей.

Вне участков контакта берега щелей свободны от нагрузки. Граничные условия рассматриваемой задачи имеют вид:

НА НЕКОНТАКТИРУЮЩИХ УЧАСТКАХ БЕРЕГОВ ЩЕЛЕЙ ПРИ Y=0, $|x-m\omega|<\lambda$

$$\sigma_y^+(x,0)=\sigma_y^-(x,0)=0,\qquad \tau_{xy}^+(x,0)=\tau_{xy}^-(x,0)=0 \tag{1}$$

на участках контакта $\lambda\le|x-m\omega|\le l$

$$\sigma_y^+(x,0)=\sigma_y^-(x,0)=q(x),\qquad v^+(x,0)-v^-(x,0)=-h(x) \tag{2}$$

Напряженное и деформированное состояние в бесконечной пластине в условиях плоской задачи с разрезами вдоль оси Ox описывается двумя аналитическими функциями $\Phi(z)$ и $\Omega(z)$. Для определения функций $\Phi(z)$ и $\Omega(z)$ имеем краевую задачу

при $y=0$, $|x-m\omega|\le\lambda$ $\quad\Phi(z)+\overline{\Phi(z)}+\Omega(z)=0$ (3)

при $y=0$, $\lambda<|x-m\omega|\le l$ $\quad\Phi(z)+\overline{\Phi(z)}+\Omega(z)=q(x)$

Решение краевой задачи (3) ищем в виде

$\Phi(z)=\Phi_0(z)+\Phi_1(z)$, $\Omega(z)=\Omega_0(z)+\Omega_1(z)$

Для определения аналитических функций $\Phi_1(z)$ и $\Psi_1(z)$ имеем краевую задачу

при $y=0$, $|x-m\omega|\le\lambda$ $\quad\Phi_1(z)+\overline{\Phi_1(z)}+\Omega_1(z)=f(x)$ (4)

при $y=0$, $\lambda<|x-m\omega|\le l$ $\quad\Phi_1(z)+\overline{\Phi_1(z)}+\Omega_1(z)=f(x)+q(x)$

где $\Omega_1(z)=z\Phi_1'(z)+\Psi_1(z)$, $f(x)=-\left[\Phi_0(x)+\overline{\Phi_0(x)}+x\Phi_0'(x)+\Psi_0(x)\right]$, потенциалы $\Phi_0(z)$ и $\Psi_0(z)$ определяют поле напряжений и деформаций в сплошной бездефектной подкрепленной пластине.

В силу условий симметрии относительно оси x функция $f(x)$ действительна, поэтому на основании (4) на всей действительной оси будет $\mathrm{Im}\,\Omega_1(z)=0$. Учитывая еще условия на бесконечности, получаем $\Omega_1(z)=0$. Для функции $\Phi_1(z)$ получаем задачу Дирихле

при y=0, $|x-m\omega|<\lambda$ $\quad\mathrm{Re}\,\Phi_1(z)=\dfrac{1}{2}f(x)$ (5)

при y=0, $\lambda\le|x-m\omega|\le l$ $\quad\mathrm{Re}\,\Phi_1(z)=\dfrac{1}{2}\big(f(x)+q(x)\big)$

при $z\to\infty$ $\quad\Phi_1(z)\to 0$

Решение задачи (5) следует искать в классе всюду ограниченных функций

$$\Phi_1(z)=\frac{\mathrm{X}(z)}{2i\omega}\int\limits_{-l_0}^{l_0}F_*(x)\frac{\cos(\pi x/\omega)}{\sin(\pi x/\omega)-\sin(\pi z/\omega)}dx$$

Здесь $F_*(x)=\dfrac{f(x)}{\mathrm{X}(x)}$ при $|x-m\omega|<\lambda$, $F_*(x)=\dfrac{q(x)+f(x)}{\mathrm{X}(x)}$ при $\lambda\le|x-m\omega|<l$,

$\mathrm{X}(x)=\sqrt{\sin^2(\pi l/\omega)-\sin^2(\pi x/\omega)}$.

С учетом поведения функции $\Phi_1(z)$ на бесконечности условие разрешимости краевой задачи представим в виде

$$\int_{-l_0}^{l_0} F_*(x)\cos(\pi x/\omega)dx = 0 \qquad (6)$$

Это соотношение служит для определения размера концевой контактной зоны.

Учитывая условия (2), получим сингулярное интегральное уравнение:

$$\int_{L_1+L_2} \frac{[f(x)+q(x)](\pi/\omega)\cos(\pi t/\omega)}{X_*(x)(\sin(\pi t/\omega)-\sin(\pi x/\omega))}dt = \frac{2\pi\mu}{1+\kappa}\frac{h'(x)}{X_*(x)} \qquad (7)$$

Решение сингулярное интегрального уравнения (7) можно получить, решая соответствующую задачу Римана. Решая уравнение (7) с учетом ограниченности контактных напряжений на концах зоны контакта, получаем формулу для нормальных напряжений $q(x)$:

$$q(x) = \frac{\sqrt{\sin^2(\pi l/\omega)-\sin^2(\pi x/\omega)}}{\pi^2} X_1^+(x) \int_{L_1+L_2} \frac{f_*(t)(\pi/\omega)\sin(\pi t/\omega)}{X_*(t)(\sin(\pi t/\omega)-\sin(\pi x/\omega))}dt \qquad (8)$$

Используя закон Гука и метод сращивания двух асимпотик искомого решения, для величин сосредоточенных сил P_{mn} получена бесконечная система уравнений. Полученная система уравнений и соотношения (6), (8) связаны и должны решаться совместно. При вычислении контактных напряжений все интервалы интегрирования были приведены к одному отрезку [-1,1], а затем интегралы были заменены конечными суммами с помощью квадратурных формул типа Гаусса. Полученная алгебраическая система из-за неизвестных размеров контактных зон оказалась нелинейной. Для ее решения использовали метод последовательных приближений.

****

ЛИНЕЙНЫЕ И НЕЛИНЕЙНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЖЕЛЕЗА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Луговской А.В., Дикан В, Красильников О.М., Векилов Ю.Х., Абрикосов И.А.

Российская Федерация, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Ленинский просп. 4, 119049 Москва, e-mail: omkras@mail.ru

LINEAR AND NONLINEAR ELASTIC PROPERTIES OF POLYCRYSTALLINE IRON AT HIGH PRESSURES

Lugovskoy A.V., Dikan V., Krasilnikov O.M., Vekilov Yu. Kh, Abrikosov I.A.

Russian Federation, National Research Technological University 'MISiS', Leninskii prosp. 4, 119049 Moscow, e-mail: omkras@mail.ru

The linear and nonlinear elastic properties of polycrystalline iron which is isotropic aggregate of monocrystalline grains with *hcp* structure investigated in the pressure interval 20 -360 *GPa*. The definition of the second and third order Lamé constants at hydrostatic pressure is given. For an isotropic aggregates of single-crystal grains with hexagonal structure at pressure *P* the Lamé constants are expressed through the elastic constants second and third order of the single-crystals. The appropriate elastic constants of a single crystal calculated in the framework of the density functional theory. In the investigated range of pressures determined the bulk modulus and the Lamé constants 2 and 3 order of polycrystalline Fe. The calculation results of the second order Lamé constants are in a good agreement with experimental data. The obtained results can be used for prediction of the elastic properties of these materials at high pressures and finite deformations.

Эпсилон – Fe представляет собой гексагональную плотноупакованную (ГПУ) фазу железа. Согласно экспериментальным данным [1], при давлениях 10-15 ГПа (температура комнатная) ОЦК – Fe испытывает фазовый переход в ГПУ структуру. ГПУ фаза при давлениях выше 50 *ГПа* является не магнитной и остается стабильной до давлений не менее 300-400 *ГПа* [2]. Исследованию упругих свойств (упругих постоянных второго порядка) ε - Fe при высоких давлениях посвящен целый ряд экспериментальных и теоретических работ, см. например, [3] – эксперимент, [4, 5] –теория. В первую очередь это связано с тем, что, согласно существующим представлениям, внутреннее ядро Земли, где давления достигают 330 -360 *ГПа*, состоит, в основном, из ε - Fe в поликристаллическом состоянии

[6]. Соответственно, упругие свойства важны, в частности, для интерпретации сейсмических наблюдений.

Наряду с упругими постоянными второго порядка, которые характеризуют линейный упругий отклик материала, упругие постоянные третьего порядка определяют нелинейный отклик и важны для объяснения ангармонических свойств твердого тела, таких как тепловое расширение, зависимость упругого отклика и скорости звука от температуры и давления, генерации второй гармоники при распространении в твердом теле ультразвуковых волн конечной амплитуды и т.д. Данные по упругим постоянным третьего порядка ε - Fe в литературе отсутствуют. Упругие постоянные второго и третьего порядка поликристалла (константы Ламе второго и третьего порядка) могут быть найдены путем соответствующего усреднения упругих постоянных монокристалла по всевозможным ориентациям монокристаллических зерен.

В данной работе рассмотрены упругие (линейные и нелинейные) свойства поликристаллического железа, представляющего собой изотропный агрегат монокристаллических зерен с ГПУ структурой в мегабарном диапазоне давлений. Дано определение констант Ламе второго и третьего порядка изотропного твердого тела при гидростатическом давлении. При заданных P и T состояние твердого тела описывается потенциалом Гиббса, который в деформированном изотропном теле является функцией инвариантов тензора деформации. Разложение в ряд вблизи недеформированного состояния по компонентам тензора конечных деформаций Лагранжа с учетом членов третьего порядка дает

$$\Delta G / V_0 = ((\lambda + 2\mu)/2) I_1^2 - 2\mu I_2 + ((l+m)/3) I_1^3 - 2m I_1 I_2 + n I_3$$

Здесь ΔG - изменение G при деформации, V_0 - объем в недеформированном состоянии, I_1, I_2, I_3 - инварианты тензора деформаций 1, 2 и 3 порядка соответственно [7], n, l, m - модули третьего порядка в определении Мурнагана. Модули 3 порядка переопределяют так, чтобы они были непосредственно связаны с усредненными по всем ориентациям упругими постоянными третьего порядка монокристалла [7]. $\nu_1 = 2l - 2m + n$, $\nu_2 = m - n/2$ и $\nu_3 = n/4$. Коэффициенты $\lambda, \mu, \nu_1, \nu_2$ и ν_3 называются константами Ламе второго и третьего порядка.

.Для изотропной смеси монокристаллических зерен с гексагональной структурой при давлении P константы Ламе выражены через упругие постоянные второго и третьего порядка монокристалла. Соответствующие упругие постоянные монокристалла вычислены в рамках теории функционала плотности (реализация с помощью пакета VASP, Vienna *Ab initio* Simulation Package) в интервале давлений 20 – 360 *ГПа*. В исследованном интервале давлений определены модуль всестороннего сжатия K и константы Ламе второго (λ и μ) и третьего (ν_1, ν_2, ν_3) порядка поликристаллического Fe. Полученные результаты представлены на рис. 1 и 2. Константы λ и μ монотонно увеличиваются с ростом давления. Все константы Ламе третьего порядка отрицательны и по модулю также увеличиваются в исследованном интервале. Экспериментальные данные по константам Ламе второго порядка и объемному модулю при атмосферном давлении согласуются с результатами расчета. Полученные результаты позволяют прогнозировать упругие свойства железа при высоких давлениях и конечных деформациях.

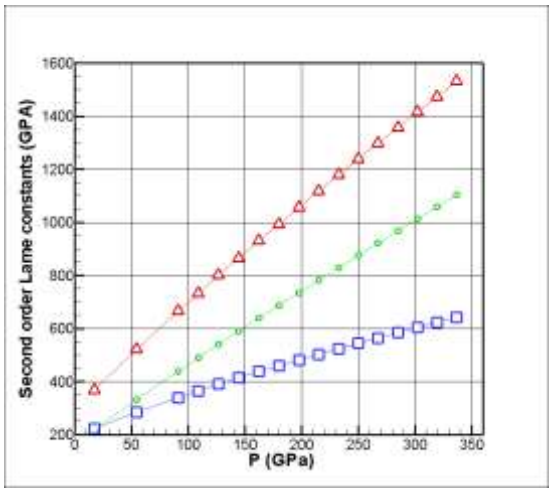


Рис.1 Зависимость от давления модуля всестороннего сжатия $K = \lambda + (2/3)\mu$*, а также* λ *и* μ*. Треугольник -* K*; круг -* λ*; квадрат -* μ

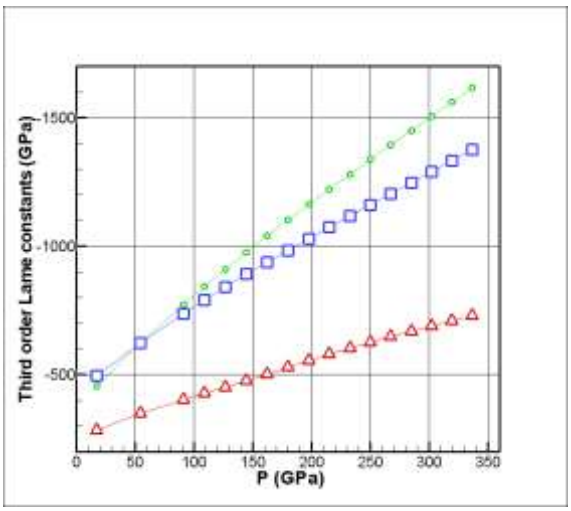


Рис.2 Зависимость от давления констант Ламе третьего порядка. Треугольник - ν_1*; круг -* ν_2 *квадрат -* ν_3

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 16-02-00699) и Министерства образования и науки (грант 14.Y26.31.0005). Вычисления проводились на компьютерном кластере "Черри" предоставленном Лабораторией моделирования и разработки новых материалов НИТУ "МИСиС".

Литература

1. J. Shu, R.J. Hemly Phys. Rev. Lett. 80, 2157 (1998)
2. M. Ekman, B. Sadigh, K. Einardotter, B. Blaha Phys. Rev. B 58, 5296 (1998).
3. A.K. Singh, H. Mao, J. Shu, R.J. Hemly Phys. Rev. Lett. 80, 2157 (1998).
4. G. Steinle-Neumann, L. Stixrude, R.E. Cohen Phys. Rev. B 60, 791 (1999).
5. X. Sha, R.E. Cohen Phys. Rev. B 81, 094105 (2010).
6. S. Merkel et al. Science 288, 1626 (2000).
7. D.C. Wallace in *Solid State Physics* vol.**25** (Eds. H Ehrenreich, F. Seitz, D. Turnbull) (New York: Academic Press, 1970) p. 301.

****

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ С ЦЕЛЬЮ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ЗАГОТОВОК

Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Галкин С.П., Капуткина Л.М., Х, Чан Ба Хюи
Россия, Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», e-mail: mms@misis.ru, tfsmn@yandex.ru, glk-omd@yandex.ru, boralr@yandex.ru

M.M. Skripalenko, B.A. Romantsev, S.P. Galkin, L.M. Kaputkina, M.N. Skripalenko, Tran Ba Hui

Abstract. Mannesmann rolling (rolling in two-high screw rolling mill with guiding shoes) of stainless steel billets and three-high screw rolling of copper billets were carried out. Mannesmann piercing was done for rolls' feed angles of 6°,12°, 18° and 24° at temperature 1200°C using MISIS-130D rolling mill and three-high screw rolling (radial-shear rolling or the so-called RSP process) was done using 10-30 rolling mill and for different temperatures of rolling: 600°C, 700°C and 800°C. For some of the piercing cases fracture of billets was observed. Computer simulation of experimental rolling was done using FEM software – DEFORM and QForm. Several fracture models were chosen to predict fracture while computer simulation. Preliminary, analysis of existing fracture models was done, in order to choose the most effective ones, to predict fracture using FEM software. Results of computer simulation were compared to the results of

experimental rolling. New technique to predict fracture at screw rolling was designed and applied while computer simulation, results were verified experimentally.

При производстве сплошных и полых круглых профилей широко применяется винтовая прокатка в двухвалковых и трёхвалковых станах. Отечественные и зарубежные исследователи отмечают сложность картины деформации в процессах винтовой прокатки и отсутствие единого мнения касательно причин явлений, характерных для данных процессов. При прокатке круглой заготовки в двухвалковых и трёхвалковых станах в некоторых случаях наблюдается разрушение. При этом разрушение может быть как осевым, так и кольцевым. Исследование процессов разрушения при винтовой прокатке является актуальной задачей.

Целью работы было провести компьютерное моделирование прокатки в двухвалковом стане МИСиС-130Д с направляющими линейками и трёхвалковом стане радиально-сдвиговой прокатки (РСП) 10-30 в вычислительных средах конечно-элементного анализа DEFORM и QForm для прогнозирования разрушения заготовок и проверить полученные результаты путём сравнения с данными опытных прокаток.

В двухвалковом стане прокатывали заготовки из стали марки 12Х18Н10Т при углах подачи 6, 12, 18 и 24 градуса при температуре заготовки 1200°С, с диаметра 60 мм на диаметр 50 мм, в трёхвалковом стане прокатывали заготовки из меди марки М1 при температурах 600°С, 700°С и 800°С, с диаметра 25 мм на диаметр 12 мм. По результатам опытных прокаток в заготовках наблюдали разрушение.

Для прогнозирования разрушения при винтовой прокатке применяют компьютерное моделирование в вычислительных средах конечно-элементного анализа. При этом используют различные модели и критерии разрушения. На основе обзора исследований в области прогнозирования разрушения при винтовой прокатке выбрали для использования при компьютерном моделировании критерий Фанини (усовершенствованная модель разрушения Лемэтра) и нормализованный критерий разрушения Кокрофта-Лэтэма. С применением указанных критериев смоделировали опытные прокатки в DEFORM и QForm. Путём сравнения с данными опытных прокаток определили преимущества и недостатки применения каждого из критериев для различных схем прокатки.

Предложена методика прогнозирования разрушения, основанная на построении по результатам компьютерного моделирования траектории фиксируемой точки деформируемого металла в координатах диаграммы пластичности. Провели оценку эффективности разработанной методики сравнением с результатами экспериментов при прокатке в двухвалковом стане и трёхвалковом стане РСП.

****

SIMULATION OF THE SORPTIVE AND TEXTURAL PROPERTIES OF CAO-BASED SORBENTS CHANGING DURING SORPTION/REGENERATION CYCLES. DETERMINATION OF SURFACE AND VOLUME SINTERING CONTRIBUTIONS.

Derevschikov V.S. [1,2]

[1] Ltd «DINON». [2]Novosibirsk State University, Novosibirsk, Russia

derevshchikov@mail.ru

Carbon dioxide separation from gas mixtures is critical process in several emerging energy-related industries, including in hydrogen production by means of biomass utilization and exhaust gas clean up. Some studies on this topic suggest using calcium-based sorbents for effective CO_2 capture from gases at high temperatures because of potential advantages including: a wide range of operating temperatures; reduced energy penalties; avoidance of liquid wastes; the relatively inert nature of solid wastes.

However, the use of CaO as a regenerable CO_2 sorbent is limited by the rapid decay of the carbonation conversion with the number of carbonation/calcination cycles. The main reason for CaO capacity decay is sorbent sintering during sorption/retgeneration cycles.

The evolution of sorptive and textural properties of CaO-based sorbents during repetitive sorption/regeneration cycles has been mathematically simulated in this study. The proposed model takes into account the morphology of nascent CaO, sorbent sintering physics and CO_2 sorption kinetics. The results show that the model is in good agreement with the experimental data for real sorbents and predicts the

dependence of the recarbonation extent on the number and duration of the sorption/regeneration cycles well. The model allows predicting the change of the textural properties of the sorbent (e.g. the values of specific surface area and mean pore size) during the sorption/regeneration cycles. The structure of the sorbent was modeled with the dense random packing of spheres using the Lubachevsky–Stillinger compression algorithm. The sintering was simulated under the following assumptions: the sintering proceeds via the lattice diffusion mechanism, and the sintering rate of $CaCO_3$ is higher than that of CaO. Note that, depending on the carbonation duration, our model predicts that the maximal thickness δ of the $CaCO_3$ layer constitutes 7% or 11% of the mean diameter of grains. Thus, taking into account that the radius of original CaO was near 300 nm, we can obtain that the effective thickness of the $CaCO_3$ layer is near 20–30 nm that is close to the experimental estimations. It should be noted that the calculated value 2.8 m^2 /g of the specific surface area of the parent sorbent is close to the experimental value of 4.2 m^2 /g for the sorbent produced by the $CaCO_3$ decomposition (Lu et al., 2006). To estimate the change in the sorbent pore size distribution during the cycling, we used the chord-length probability distribution (CLPD) method (Lu and Torquatoa, 1993). In this method, the mean chord length l_C estimates a characteristic length of the porous space and can be interpreted as a first approximation of the mean pore half-size. Diminishing of the pore size from initial to final cycle also means the reducing of pore volume in the set of spheres i.e. its shrinkage. In this way sintering in the system drives to decrease the size and the volume of small pores inside the sets, but to increase of the pore volume which size comparable to the size of the sets in a multisets system. Similar pore size redistribution during cycling confirmed experimentally (Alvarez and Abanades, 2005). Indeed, some more advanced simulations approaches are needed to extract the exact morphological characteristics of porous systems (pore volume, geometry and size distribution) and it will be a task for our subsequent work.

The work was performed under support of RFBR (Research project No. 16-33-00436 mol_a)

****

К ПРОБЛЕМЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ И ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ СОСТАВНЫХ ПОКРЫТИЙ

Телятников И.С.[1,2]

[1]*Южный научный центр РАН,*

[2]*Кубанский государственный университет, Россия, ilux_t@list.ru*

Интерес к исследованию задач для тел с покрытиями в различных постановках стимулируется широким использованием композиционных тонкостенных конструкций и материалов с покрытиями в современной инженерной практике, строительстве и т.д.

Сведение трехмерных задач теории упругости к двумерным уравнениям является общей закономерностью при исследовании задач для оболочек и пластин. Деформируемая пластина с усредненными по толщине параметрами рассматривается обычно в качестве модели покрытия.

В настоящей работе исследуются задачи о статическом взаимодействии и гармонических колебаниях двух протяженных граничащих вдоль прямой пластин, жестко сцепленных с упругодеформируемой подложкой. Подобные структуры находят применение, например, при изготовлении рабочих частей элементов конструкций, где использование материалов с покрытиями, в том числе разнотипными, позволяет улучшить эксплуатационные характеристики системы.

Предлагается упрощенный метод блочного элемента применительно к построению решения пространственных задач об установившихся колебаниях разнотипных контактирующих вдоль прямолинейного разлома пластин с усредненными по толщине параметрами на поверхности упругого основания, а также задач, описывающих их статическое взаимодействие.

В принятой модели плоскость x_1Ox_2 совпадает со срединной поверхностью покрытия. Смещения пластин удовлетворяют двумерных дифференциальным уравнениям с частными производными в соответствующих полуплоскостях

$$\mathbf{R}_j\mathbf{u}_j - \mathbf{E}\mathbf{g}_j = \mathbf{b}_j, \text{ для } j=1,\ x_1>0, \text{ для } j=2,\ x_1<0,\ -\infty<x_2<+\infty. \qquad (1)$$

Здесь $\mathbf{u}_j = \{u_{1j}, u_{2j}, u_{3j}\}$, $j=1,2$ – векторы амплитуд перемещений точек пластины, $\mathbf{g}_j = \{g_{1j}, g_{2j}, g_{3j}\}$ – амплитуды контактных напряжений на границах пластин и подложки, элементы матричного дифференциального оператора $\mathbf{R}_j$ и диагональной матрицы $\mathbf{E}_j$ зависят от физико-

механических характеристик пластин: модуля Юнга, коэффициента Пуассона, плотности, толщины, – и частоты колебаний для случая установившегося процесса. Вектора $\mathbf{b}_j$ описывают воздействия на верхние поверхности пластин покрытия.

Интегральные соотношения между перемещениями и напряжениями на поверхности упругой подложки получаются из решения граничной задачи для упругого основания, описываемых уравнениями Ляме. Для режима установившихся колебаний для выделения единственного решения применен принцип предельного поглощения.

Предполагается, что пластины жестко сцеплены с подложкой, т.е. задаются условия непрерывности перемещений и напряжений на границе покрытие/подложка. В области стыковки пластин могут быть поставлены различные краевые условия вида

$$\mathbf{L}_1\left(\partial x_1, \partial x_2\right)\mathbf{u}_1\left(0, x_2\right) + \mathbf{L}_2\left(\partial x_1, \partial x_2\right)\mathbf{u}_2\left(0, x_2\right) = \mathbf{f}\left(x_2\right),$$

где характер взаимодействия пластин в зоне их контакта определяет конкретный вид дифференциальных операторов $\mathbf{L}_k\left(\partial x_1, \partial x_2\right)$ $\left(k = 1, 2\right)$ и функции $\mathbf{f}\left(x_2\right)$.

Преобразования Фурье по переменной x_2, приводит (1) к системе обыкновенных дифференциальных уравнений, решение которой в совокупности с функциональными соотношениями для подложки и условиями ее сопряжения с покрытием позволяет построить систему функциональных уравнений для нахождения неизвестных Фурье-образов амплитуд контактных напряжений $\mathbf{G}_j$ на границе подложки и покрытия, решаемую методом Винера – Хопфа. Предложены алгоритмы построения систем для определения неизвестных значений Фурье-образов $\mathbf{G}_j$, а также их производных по α_1 для статического случая, в нулях $\det\mathbf{R}_j\left(-i\alpha, -i\alpha_2\right)$, входящих в уравнения Винера – Хопфа.

Полученные результаты открывают возможность изучения влияния граничных условий в области контакта составляющих покрытия на напряженно-деформированное состояние покрытия и подложки при их полном сцеплении и особенностей напряжений в областях стыковки пластин для вибрационного и статического режимов, а также при необходимости позволят проследить этапы процесса разрушения соединения частей покрытиям (от изначально целой пластины до полного последующего ее разъединения на две полуплоскости).

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 16-31-00067 мол_а и администрации Краснодарского края 16-41-230184 р_юг_а.

****

РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ ОКОЛО ПОРЫ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОЙ СТРЕСС – КОРРОЗИИ

Чуканов А.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Терешин В.А., Хонелидзе Д.М., Леонтьев И.М.

Россия, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого
alexchukanov@yandex.ru

RELAXATION OF STRESSES AROUND THE PORES IN THE STRUCTURAL STEEL UNDER CONDITIONS OF HYDROGEN STRESS CORROSION

Chukanov A. N., Gvozdev A. E., Sergeev A. N., Tereshin V. A., Khonelidze D. M., Leontiev I. M.

Solved the problem of determining the trajectory of the field of stress relaxation in the vicinities of the pores in the form of a lens in structural steels, which are exposed to tensile stresses and electrolytic hydrogen saturation (hydrogen stress corrosion).

Введение. На основании термодинамических и экспериментальных исследований в низколегированных конструкционных сталях типа стали 20, 18ГС, 35ГС при их электролитическом наводороживании (j=3…60 А/м^2) в условиях растягивающих нагрузок 0,6…0,8σ_B авторами выявлено локализованное обезуглероживание с накоплением метана в микропустотах [1-3]. Получены уравнения кинетики реакций обезуглероживания, длительность процесса и размер обезуглероженной

зоны. Разработано описание релаксации локальных напряжений и образования пластических зон у сферических пор, формирующихся при комнатной температуре в объёме конструкционных низколегированных сталей в ходе их электролитической водородной стресс-коррозии.

Описание проблемы. При описании пластических зон у газонаполненных полостей в сталях основным является морфология полости. Учитывают относительную простоту (для инженерных рачетов) используемого математического аппарата и соответствие математических образов реальным объектам (несплошностям в сталях). Этому отвечают полости в виде сферы и сферической линзы. Указанные несплошности присутствуют в реальных сталях, поврежденных в ходе электролитической водородной стресс-коррозии [1-4]. Целью работы являлось описание поля напряжений около полости в форме сферической линзы, когда заметную роль играет край линзы. Методики решения поставленной задачи относятся к аппарату теории функций комплексных переменных [5]. В данной работе использовали моделирование функций, описывающих распределение напряжений около поры, на основе аналогии с полем скоростей идеальной жидкости. Эти функции $\sigma_{zz},\sigma_{z\rho},\sigma_{\rho\rho}$, (z и ρ – координаты в цилиндрической системе с началом в центре поры). Решаемая задача в терминах теории функций комплексных переменных аналогична задаче описания потенциального обтекания идеальной жидкостью поверхности твёрдого тела. Вместо силы в ней фигурирует скорость частицы жидкости. Вектор скорости частицы жидкости на поверхности тела направлен по касательной к ней.

Решение. 1. **Вид функции $\rho_m(p)$.** Для полости в виде сферы радиусом l определяли расстояние ρ_1 - l, на котором от экватора сферы пройдёт силовая линия под «прицельным» расстоянием «p». Решали уравнение $p^2 = \rho_1^2\left[1-\frac{l^4}{\rho_1^4}\right]$ (1). Около полости в виде сферы с радиусом a = $(l^2+L^2)^{1/2}$ и с центром на расстоянии L проходит силовая линия через точку z=0, ρ=ρ_1. Определяли параметр «p^l». Решали уравнение $\left(p^l\right)^2 = \rho_1^2\left[1-\frac{\left(l^2+L^2\right)^2}{\left(\rho_1^2+L^2\right)^2}\right]$ (2), (где $\rho_a=\rho_1$, а L_z= L. Определяли расстояние, на котором пройдёт силовая линия с параметром p^l от полости в виде сферы l (при z= 0). Рассматривали уравнение (1), в котором p= p^l, ρ_1-ρ_m (искомая величина). Получили уравнение $\rho_m^2 = l^2 + \frac{1}{2}p^2\frac{\rho_1^2+l^2+2L^2}{\rho_1^2+l^2}\frac{\rho_1^4}{\left(\rho_1^2+L^2\right)^2}$, которое при $p^2 << 2a^2$ принимает вид $\rho_m^2 = l^2 + \frac{l^2b^2}{2a^2} + \frac{3L^2l^2+a^4}{8l^2a^2}b^4$. В описанной алгоритме первый шаг есть первое приближение для ρ_m, второй и третий шаги - следующие приближения. Если величину ρ_m записать как функцию ρ^l, то она $\rho_m(p^l)$, как и функция $\rho_1(p)$, удовлетворяет уравнению (1). Следствием этого является интегральное равенство $\int_o^\infty p^l dp^l - \int_0^\infty \rho_m d\rho_m = \frac{1}{2}l^2$. Дефицит площади, пронизываемой в точке z = 0 всеми силовыми линиями со всеми возможными значениями p^l относительно площади, пронизываемой этими же линиями в точке z = ∞, составляет круг радиусом l. 2. **Вид функции ρ(z)** с параметрами p,l,L. Вводили вспомогательную функцию f: ρ = ρ_a - f. При z = 0 начальное значение функции f равно $f_0 = \rho_b - \rho_m$, где $\rho_b = \rho_b(b)$ - значение функции $\rho_a(z,b,L,l)$ в точках z = 0. С ростом z функция f убывает и при z > L стремится к нулю. Стремится к нулю и производная $(\partial f/\partial z)_b$. Начальное значение производной от f имеет вид $\left(\frac{\partial f}{\partial z}\right)_0 = \left(\frac{\partial \rho_a}{\partial z}\right)_0 = -\frac{2a^4L\rho_b}{\left(\rho_b^2+L^2\right)^3+a^4\left(\rho_b^2-L^2\right)} = -G$. Производную от f представляли произведением –G и безразмерной функции от z,b,l,L, убывающей с ростом z. df/dz=-$Gb^3h^2/(b^2+lz)^2$. После интегрирования и подбора постоянной, с учётом f=f_0 при z=0, получили $f = \rho_b - \rho_m - G\frac{b^2z}{b^2+lz}$; $\rho = \rho_m - (\rho_b-\rho_a) + G\frac{b^2z}{b^2+lz}$. Безразмерную убывающую функцию в для df/dz подбирали такой, чтобы вторая производная $d^2\rho/dz^2$ была отрицательной и модуль её при z = 0 обращался в ноль. Предел её при b → 0, z = 0 был равен - ∞. 3. **Гипотеза: $\rho_b^2 \approx \rho_h^2 + l^2$,** где ρ_h есть ρ_z при z = h. Основание: при b = 0 ρ_a = l, а ρ_h = 0. При очень больших «b» (b > 2a) разница между ρ_a и ρ_h стирается. Аналогично для ρ_a: $\rho_a^2 \approx \rho_h^2 + a^2 - (L+z)^2$, так как ρ_a–это ρ_p для ситуации, когда вместо линзы с параметрами h и a рассматривают пору в виде линзы с параметрами h-z,a. Для ρ_h получают уравнение $\frac{\rho^2-b^2}{\rho^2} = \frac{\rho^2-p^2}{\rho^2} = \frac{a^4}{(\rho^2+a^2)^2}$. Функцию $\rho_h(z,b)$ («базовую») можно табулировать и получить $\rho_b - \rho_a = \rho_b - (\rho_b^2 - 2Lz+z^2)^{1/2}$, $d(\rho_b-\rho_a)/db = [(\rho_b-\rho_a)/\rho_{a+}]d\rho_b/db$. Последнее выражение пропорционально $(b/\rho_b)(\rho_b-\rho_a)/\rho_a$ и очень мало из-за малости b/ρb и относительной близости ρ_a и ρ_b. С помощью уравнения силовой линии определили функции напряжений σ_{zz} и $\sigma_{z\rho}$ (σ - внешнее напряжение): $\sigma_{zz} = (b/\rho)[(\partial\rho/\partial b)_z]^{-1}$,$\sigma_{z\rho} = (b/\rho)[(\partial z/\partial b)_\rho]^{-1}$ (3). σ_{zz} и $\sigma_{z\rho}$ - приведённые величины

(результаты деления истинных величин на σ). Для точек наблюдения, характеризуемых только координатой ρ (z ≡ 0), получили

$$\sigma_{zz} = \frac{b}{\rho_m}\left(\frac{d\rho_m}{db}\right)^{-1} = \left[\frac{l^2}{2a^2} + \frac{3L^2l^2+a^4}{4a^4l^2}b^2\right]^{-1} \quad \left(\text{т. к } \frac{d\rho_m}{db} = \frac{b}{\rho_m}\left[\frac{l^2}{2a^2} + \frac{3L^2l^2+a^4}{4a^4l^2}b^2\right] \text{ при } b^2 \ll 2a^2\right). \quad (4)$$

Для выяснения геометрии пластической зоны около полости, рассматривали главные слагаемые, входящие в левую часть уравнения пластичности Губера – Мизеса. Рассматривали точки z ≠ 0, ρ > l. Учитывали слагаемые σ_{zz}^2 и $3\sigma_{z\rho}^2$. - $\sigma_{\rho\rho}\sigma_{zz}$ и $\sigma_{\rho\rho}^2$ считали поправочными (по оценкам формул $\frac{1}{\sigma_{zz}} = \frac{\rho}{b}\left\{\frac{\partial\rho_a}{\partial b} - \left[1 - ln\left(1+\frac{Gz}{f_0}\right) + \frac{Gz}{f_0+Gz}\right]\frac{df_0}{db}\right\}$ (5) и $\sigma_{z\rho} = \sigma_{zz}\left[\frac{\partial\rho_a}{\partial z} + G\frac{f_0}{f_0+Gz}\right] = \sigma_{zz}\left[-G_z + G\frac{f_0}{f_0+Gz}\right]$, (6) максимальная величина $\sigma_{\rho\rho}$ составляет несколько процентов от величины $(\sigma_{zz})_{max}$. С учётом уравнения (10) левая часть условия пластичности имеет вид: $\sigma_{zz}^2\left\{1 + 3\left[-G_z + G\frac{f_0}{f_0+Gz}\right]^2\right\}$ (7). Для точек z ≡ 0, ρ > l условие пластичности Губера – Мизеса сводится к равенству $\sigma_{zz} = \beta$, (12), где $\beta=\sigma_t/\sigma,\sigma_t$ – предел текучести при растяжении. Были получены численные решения этого уравнения: $\rho_m^2 = l^2 + a^2\left(\frac{1}{\beta} - \frac{l^2}{2a^2}\right)$. (8) для β = 2 и различных l/a.

Выводы. 1. Использование аналогии с полем скоростей в идеальной жидкости для выяснения роли микрополостей при электролитической водородной стресс-коррозии дало удовлетворительное описание релаксации напряжений около полости в виде линзы. 2. Разработанное описание может быть использовано для плоского напряжённого состояния и выполнения критерия Губера – Мизеса - Генки. 3. Чем меньше l/a (чем сильнее линзообразная полость напоминает дискообразную трещину нулевой толщины), тем ближе к кромке полости будет сосредоточена пластическая зона и тем больше её протяжённость в радиальном направлении.

Литература

1. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Тихонова И.В., Яковенко А.А., Леонтьев И.М. // Деформация и разрушение материалов.- 2015.- № 6.- С. 37 - 42.

2. Sergeev N.N., Chukanov A.N., Baranov V.P., Yakovenko A.A. // Metal Science and Heat Treatment. – 2015. - vol.57.- № 1-2.- P. 63-68.

3. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Терешин В.А., Ростовцев Р.Н., Яковенко А.А., Леонтьев И.М. // Деформация и разрушение материалов. -2015. -№ 10.- С. 32–39.

4. Сергеев Н.Н., Терешин В.А., Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Леонтьев И.М., Хонелидзе Д.М. Формирование пластических зон около сферической полости в упрочненных низкоуглеродистых сталях в условиях водородной стресс-коррозии // Материаловедение.- 2017.- № .- С. - .(в печати).

5. Свешников А.Г., Тихонов А.Н. Теория функций комплексной переменной.- М.: Физматлит, 2010.- 336 с.

****

THE THICK STEEL BLANK FLATTENING ON THE TWELVE-ROLLER SHEET-STRAIGHTENING MACHINE

Shinkin V.N.

Russia, National University of Science and Technology "MISIS", shinkin-korolev@yandex.ru

The mathematical method for the determining of the optimal technological parameters of the cold straightening of the thick steel sheet on the twelve-rolled sheet-straightening machine is proposed. The calculations allow us to determine the type and the curvature of the neutral line of the steel sheet under the straightening depending on the rolls' radius, the pitch between the straightening machines' working rolls, the magnitude of the sheet reduction by the upper rollers, the sheet thickness, as well as the elastic modulus, the yield stress and the hardening modulus of the sheet metal. The results of the research can be used at the metallurgical plants [1–8].

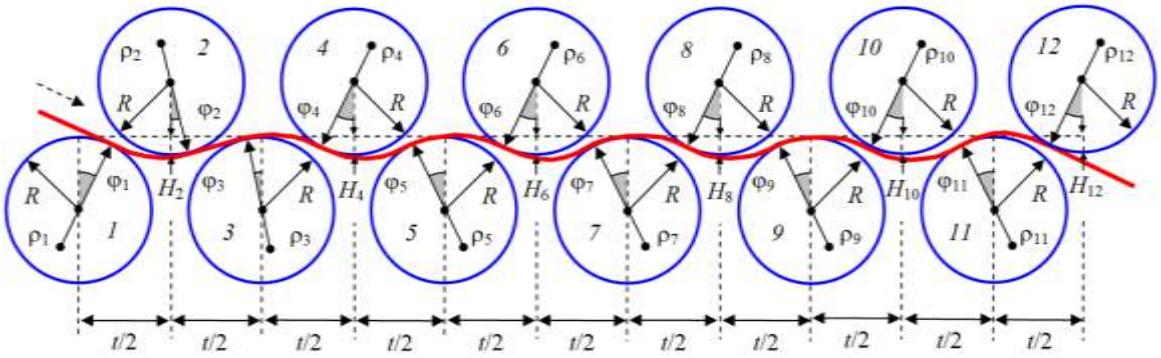


Fig. 1. The kinematics scheme of sheet's flattening between working rollers

After the hot rolling, the steel sheets are deforming during cooling due to the residual stresses and often have the surface defects in cold condition (for example, buckles, wavy edges, camber, crossbow, coil set and so on). Therefore, the steel sheets are flattened in the multi-roller straightening machines.

The process of sheet's straightening in the multi-roller flattening machines is mandatory (required) process for the technological processes of metallurgical production. The sheet flattening are widely used at Russian metallurgical plants (for example, in Vyksa, Chelyabinsk, Magnitogorsk, Izhora and so on) and at overseas metallurgical plants (in U.S., Germany, China, India and so on).

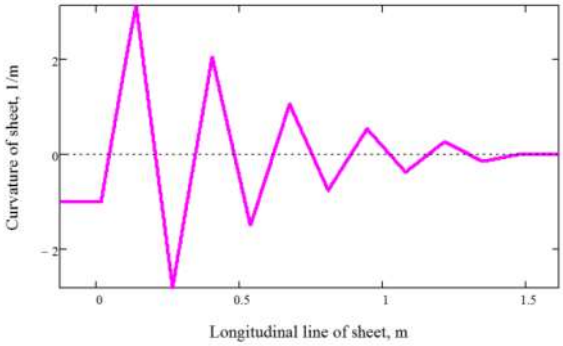


Fig. 2. The curvature of sheet (the first case)

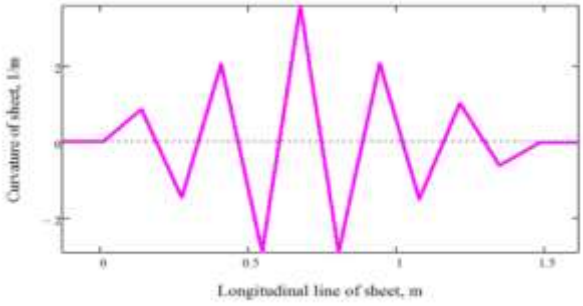


Fig. 3. The curvature of sheet (the second case)

The main task of the technology of the steel sheet straightening is to calculate the optimal reduction of a sheet billet by the working rollers of straightening machines so that the sheet at the outlet from the machine has the minimum residual stress and curvature.

In the author's papers, the five-, eleven- and fifteen-roller straightening machine by Fagor Arrasate and the nine-roller straightening machines by SMS Siemag are investigated. This research paper is dedicated to the twelve-roller straightening machine.

Let Hi (i = 1, …, 12) be the sheet's reductions by the working rollers. Without limiting the generality, further we assume that the lower six working rollers are fixed (H1 = H3 = H5 = H7 = H9 = H11 = 0 mm) and the upper six working rollers have the independent vertical movement.

Let Pt and Pc be the hardening modules of steel in tension and compression, E and σy be the young's modulus and yield strength, R be the radius of the working rollers, φi be the angles of the contact points of rollers with the steel sheet (i = 1 … 12), t be the step of the lower working rollers, R0 = R + h/2, εi = 1/ρi and ρi be the sheet's curvature and the radii of sheet's curvature at the contact points of rollers with the steel sheet, h be the sheet's thickness (fig. 1).

The numerical calculations for the curvature of the steel sheet in the twelve-roller straightening machine at E = 2·1011 Pa, R = 125 mm, σy = 500·106 Pa, h = 10 mm, t = 270 mm, ρ1 = –1 m, H2 = 12 mm, H4 = 6 mm, H6 = 3 mm, H8 = 1.5 mm, H10 = 0.75 mm and H12 = 0.375 mm are shown in fig. 2.

The numerical calculations for the curvature of the steel sheet at $E = 2\cdot10^{11}$ Pa, $R = 125$ mm, $\sigma_y = 500\cdot10^6$ Pa, $h = 10$ mm, $t = 270$ mm, $\rho_1 = \infty$ m, $H_2 = 3$ mm, $H_4 = 6$ mm, $H_6 = 12$ mm, $H_8 = 6$ mm, $H_{10} = 3$ mm and $H_{12} = 1.5$ mm are shown in fig. 3.

References:

1. Banabic D. Multiscale Modeling in Sheet Metal Forming. Heidelberg: Springer-Verlag, 2016.
2. Hingole R. S. Advances in Metal Forming. Expert System for Metal Forming. Heidelberg: Springer-Verlag, 2015.
3. Davim J.P. Materials Forming and Machining. Research and Development. Sawston: Woodhead, 2015.
4. Lenard J.G. Metal Forming Science and Practice. Oxford: Elsevier, 2002.
5. Hu J., Marciniak Z., Duncan J. Mechanics of Sheet Metal Forming. Oxford: Butterworth, 2002.
6. Calladine C.R. Plasticity for Engineers. Theory and Applications. Sawston: Woodhead, 2000.
7. Shinkin V. N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 1. Curvature of sheet. *CIS Iron Steel Review*. 2016. Vol. 12. pp. 37–40.
8. Shinkin V. N. The mathematical model of the thick steel sheet flattening on the twelve-roller sheet-straightening machine. Massage 2. Forces and moments, *CIS Iron Steel Review*. 2016. Vol. 12. pp. 40–44.

*****

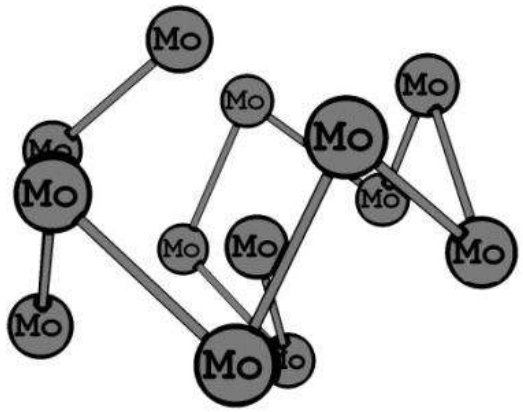


Рис. 1. Бипланарная структура Mo13

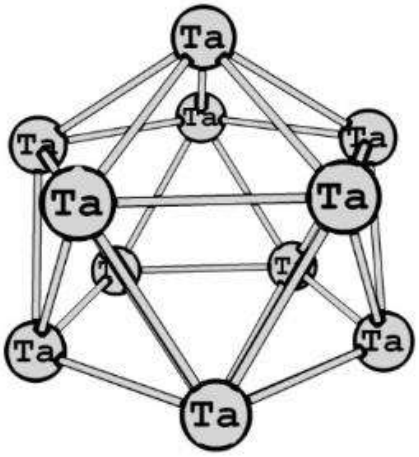


Рис.2. Икосаэдрическая структура Ta122+

На примере кластеров Au12MX исследовалось 18-электронное правило образования икосаэдрических структур. 18-электронный кластер Au12W имеет икосаэдрическую структуру, а кластеры Au12Hf, Au12Ta, Au12Re, Au12Os с числом валентных электронов, отличным от 18 имеют форму искаженного кубооктаэдра симметрии D4h [3]. Такие же кластеры с лигандами, отдающими или принимающими электроны, Au12HfH2, Au12TaH, Au12ReF, Au12OsF2 с полным числом электронов на атомном кластере равным 18 имеют структуру, близкую к икосаэдрической (Рис.3) [3].

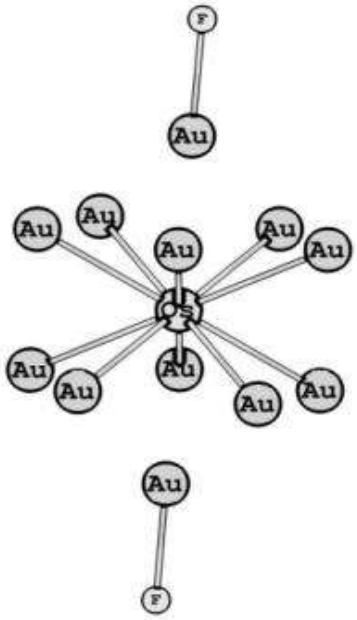


Рис.3 Au12OsF2

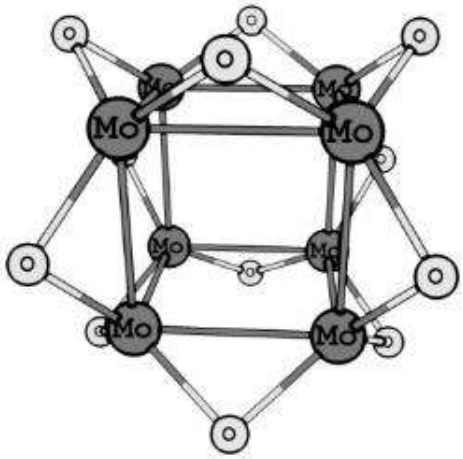


Рис.4. Структура Mo8O12

Икосаэрические кластеры золота соответствуют 18-электронной конфигурации s2p6d10. В тоже время 58-электронный икосаэдрический кластер Ta122+ соответствует конфигурации 1s21p62s21d101f141g182p6 [2]. В настоящей работе установлены кубооктаэдрические структуры Mo8O12 (Рис.4) и Mo13Cl24(CH3)2.

Работа выполнена при частичной поддержке программы Президиума РАН III.5.

Литература

1.R Tenne, R Rosentsveig, et.al. // *Physica Status Solidi a* . A 2013. V. 210. P. 2253.

2.В.Г.Яржемский, А.С.Паршаков, Д.И.Кочубей, А.Д.Изотов, Е.Г.Ильин // ДАН. 2015. Т. 462, № 3. С. 313.

3.J. Du, et.al. // Dalton Transactions 2014. V. 43 P.5574.

4.В.Г.Яржемский, В.О.Изотова и др. // Журн. Неорг. Химии. 2017. Т.62. С. 69

****

ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ CAD/CAM/CAE СИСТЕМЫ

Валько Д.А. [1], Пронин А.И. [1], Мыльников В.В. [2], Кондрашкин О.Б. [2]

[1]*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, mdsov@knastu.ru*

[2]*Россия, Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, mrmylnikov@mail.ru*

EXPRESS-ANALYSIS OF STRENGTH WITH THE USE OF CAD/CAM/CAE SYSTEM

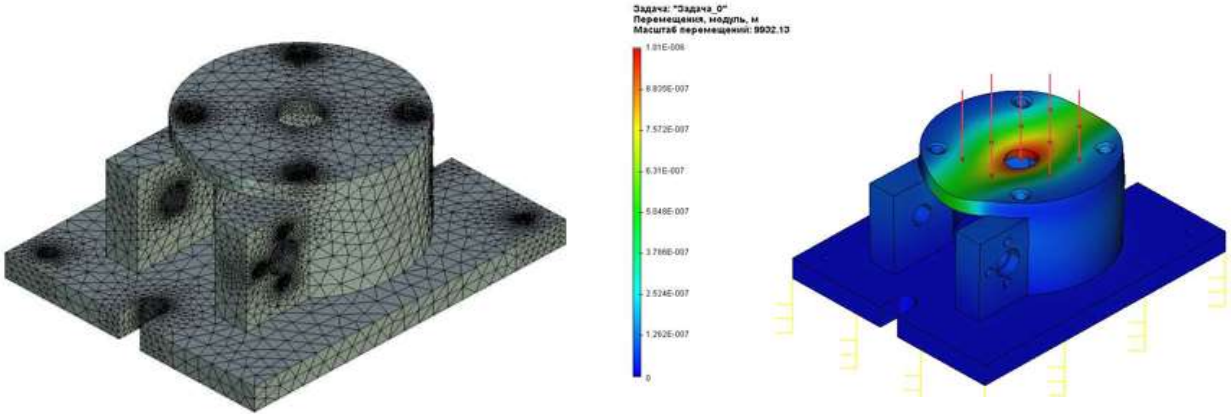
Valko D.A., Pronin A.I., Mylnikov V.V., Kondrashkin O.B.

Made a rough analysis of the part "body" with the use of CAD/CAM/CAE system. Identified most weaknesses in the design or the ability to make the necessary changes.

В современных условиях жесткой конкуренции машиностроительные предприятия стремятся максимально использовать широкие возможности компьютеров в решении задач проектирования и производства изделий. Для автоматизации этих задач используются CAD/CAM/CAE системы.

Цель работы произвести экспресс анализ детали «корпус», заключающийся в оценке прочности разработанной конструкции по допускаемым напряжениям, определении наиболее слабых мест конструкции, возможности внесения необходимых изменений (оптимизации) изделия.

В качестве объекта исследования использовалась 3D модель детали «корпус». Для проведения экспресс анализа детали «корпус» использовался T-FLEX Анализ - это интегрированная с T-FLEX CAD среда конечно-элементных расчётов. Модуль выполняет расчет на прочность конструкции под действием приложенных к системе сил. Результатом работы разработчика в модуле является получение оценки прочности спроектированной им конструкции по допускаемым напряжениям, определение слабых мест конструкции и изменение конструкции изделия т.е. его оптимизация.



а) б)

Рис. 2. а) - тетраэдальная конечно-элементная модель изделия с генерацией сетки 3-D модели; б) - наибольшие по модулю перемещения

Для расчета на прочность были заданы граничные условия. Функцию граничных условий в статике выполняют закрепления и приложенные к системе силы воздействия. Созданная сила равномерно распределилась по указанным граням детали. Сила направлена перпендикулярно к нагружаемым граням детали.

Из рисунка 2,а видно, что наибольшие по модулю перемещения будут иметь грани верхней части корпуса, а максимальные эквивалентные напряжения возникнут в отверстии расположенном в центре верхней части изделия. Были получены численные значения перемещений и напряжений, позволяющие, изменить размеры корпуса, добившись требуемой прочности и жесткости детали. При этом, после выбора коэффициента запаса по эквивалентным напряжениям определили, что запас прочности должен определяться по пределу текучести материала детали. Из результатов анализа можно сделать вывод о том, что корпус сильно не нагружен, и имеет значительный запас. Из этого

следует, что можно произвести оптимизацию детали для усиления слабых участков и уменьшения веса детали, путем ослабления ненагруженных участков.

****

AB-INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ TIN И TIC

Власов Е. Е.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, politechnik@list.ru

AB-INITIO MODELING OF STRENGTH OF BORDERS OF GRAINS OF TOOLS COATINGS TIN AND TIC

Vlasov E. E.

Using computer simulation methods, the strength properties of bulk (massive) structures of TiN and TiC, as well as the grain boundaries of TiN-TiN and TiC-TiC, were studied on the basis of quantum mechanical calculations. When calculating the use of the Kohn-Sham energy functional, which was minimized in electron density. The advantage of nitride compounds used in multilayer coatings for cutting tools has been revealed.

Тугоплавкие соединения широко используются в качестве покрытий для режущего инструмента, в частности широкое применение получили многослойные покрытия, структурными составляющими которых являются TiN и TiC. Анализ характера разрушения режущего инструмента с наноструктурным покрытием показывает, что наиболее слабым элементом в его структуре являются границы зерен. Это вызывает растрескивание покрытий и последующее их удаление с твердосплавной подложки [1]. Целью исследования является изучение реакции границы зёрен характерных структурных составляющих покрытий TiN и TiC на механическое воздействие (растяжение).

Исследование проведено в рамках теории функционала плотности и метода псевдопотенциалов с помощью программного пакета FHI96md [2, 3]. В его основе лежит решение одноэлектронного уравнения Кона-Шэма с эффективным потенциалом, включающим в себя сумму атомных псевдопотенциалов, а также кулоновские обменно-корреляционные потенциалы.

Граница двух зерен TiN и TiC моделировалась путем контакта двух наноразмерных кристаллических пластин, имеющих бесконечную протяженность по направлениям X и Y, но обладающих конечной толщиной в направлении Z. При исследовании растяжения границ зерен находилось изменение полной энергии системы ΔE при ее растяжении на величину ΔZ, а затем вычислялось приложенное напряжение:

$$T = \frac{\Delta E}{\Delta Z}\frac{1}{S_{XY}},$$

где S_{XY} – площадь системы в плоскости XY.

При растяжении границы двух пластин из нитридов и карбидов вдоль направления Z были получены зависимости напряжения от растяжения для TiN и TiC, изображенные на рис. 1 и 2.

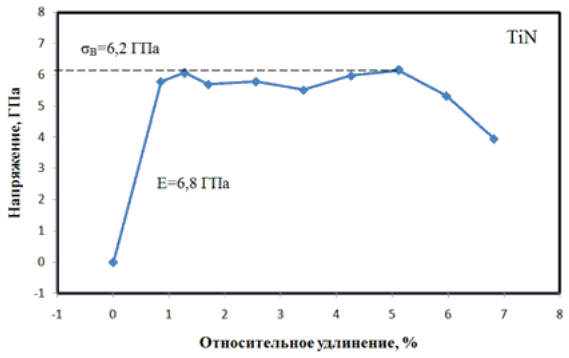


Рисунок 1 – Результаты исследования на растяжение границы между

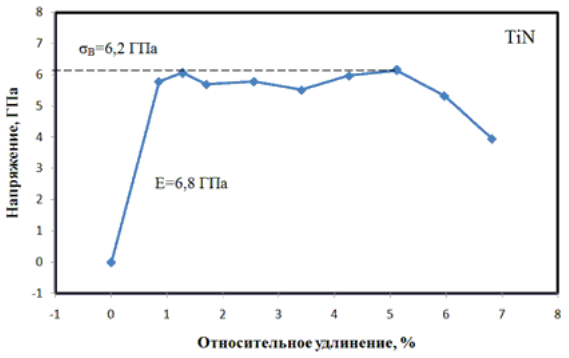


Рисунок 2 – Результаты исследования на растяжение границы между

зернами TiN *зернами TiC*

Как видно из рисунка 1, величина предельного напряжения, необходимого для разрыва границы зерен TiN, составляет 6,2 ГПа, а предельное удлинение – 5,1 %. Расчетный модуль Юнга составил - 6,8 ГПа. Величина предельного напряжения, необходимого для разрыва границы зерен TiC (рис. 2), составляет 1,7 ГПа, а предельное относительное удлинение – 3,7 %. Расчетный модуль Юнга составил - 0,46 ГПа.

Для сравнения укажем, что экспериментальное значение предела прочности на растяжение массивного нитрида титана составляет около 60 МПа. Значение предела прочности на растяжение карбида титана, представленное в работе [4] равно 14 МПа.

Результаты исследования, во-первых, показывают, что прочность границ зерен у нитридов титана выше, чем у карбидов титана. Так по диаграммам растяжения (рис. 1 и 2) видно, что границы TiN-TiN являются более пластичными, чем у TiC-TiC. В частности, установлено, что TiN имеет напряжение на разрыв примерно в 3,6 раза, а предельное удлинение в 1,4 раза выше по сравнению с TiC. Модуль Юнга у TiN оказался выше на порядок.

Во-вторых, предел прочности на разрыв наночастиц из нитридов и карбидов выше границ зерен массивных тугоплавких соединений на порядок.

Таким образом, квантово-механическое моделирование границ наноструктурных зерен TiN и TiC позволяет получить достаточно достоверные данные об их механических свойствах.

Литература:

1.Кабалдин Ю.Г. Наноструктурные процессы при разрушении и изнашивании твердосплавного режущего инструмента / Кабалдин Ю.Г., Власов Е.Е. // Известия ВУЗов. Машиностроение. – 2015. – №7. – С. 59-66.

2.Заводинский В.Г. Компьютерное моделирование наночастиц и наносистем / Заводинский В.Г. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 351 с.

3.Заводинский В.Г. Квантово-механическое исследование влияния примесей (C и P) на прочностные характеристики феррита (α-Fe) / Заводинский В.Г., Кабалдин Ю.Г. // Computational nanotechnology. – 2017. – №1. – С. 36-38.

4.Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справ. изд./ Под ред. Косолаповой Т.Я. – М.: Металлургия, 1986. – 328 с.

*****

Включает основные составляющие: оптимальное планирование экспериментальных исследований; комплексные механические испытания; исследование триботехнических свойств; математическое моделирование процессов поведения гетерофазных металлических систем в сопряженных физико-химических полях различной природы и процессов фрикционного взаимодействия материалов и их триботехнических свойств; построение математических моделей исследуемых процессов; выявление закономерностей развития экстремальных эффектов в металлических системах; определение оптимальных режимов обработки с учетом закономерностей изменения характеристик прочности и пластичности обрабатываемых материалов в различных условиях и состояниях для разработки малоотходных технологий [1-3].

Работа подготовлена в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1. Технология металлов и сплавов: учебник / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, Г.М. Журавлёв, Д.А. Провоторов.; Под ред. проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 490 с.

2. Материаловедение: учебник для вузов / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, В.К. Зеленко, А.Н. Сергеев, О.В. Кузовлева, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Д. Бреки.; под ред. проф. А.Е. Гвоздева. Изд. 2-е доп. и испр. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 469 с.

3. Технология конструкционных и эксплуатационных материалов: учебник / А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки.; под. ред. проф. А.Е. Гвоздева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. 351 с.

****

СОЗДАНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ПЛАНА ЭКСПЕРИМЕНТА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ В СОПРЯЖЕННЫХ ПОЛЯХ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ

Гвоздев А.Е.[1], Сергеев А.Н.[1], Пустовгар А.С.[2], Кутепов С.Н.[1], Калинин А.А.[2]

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1]

[2]Россия, Тула, Тульский государственный университет

CREATING AN OPTIMAL PLAN OF THE EXPERIMENT TO STUDY THE BEHAVIOR OF METALLIC SYSTEMS IN THE CONNECTED FIELDS OF DIFFERENT NATURE

A.E. Gvozdev, A.N. Sergeyev, A.S. Pustovgar, S.N. Kutepov, A.A. Kalinin

In this paper, we construct D-optimal experiment plan to study the behavior of metallic systems in the connected fields of different nature.

На основе использования теории планирования экспериментальных исследований и развития авторских разработок создан оптимальный план эксперимента с применением критерия *D*-оптимальности, определяемым минимальным значением объема эллипсоида рассеяния оценок параметров математических моделей различных порядков.

Оптимальный план создан с использованием программы SDODEK, предназначенной для синтеза точных *D*-оптимальных планов на кубе, когда для конкурентно выбранной модели процесса и дискретного множества уровней варьирования факторов отсутствует план в базе данных CATALOG, где находятся стандартные планы, синтезированные ранее [1]. Исходными данными в программе являются: число параметров модели, число точек плана, число факторов, массив уровней, на которых может варьироваться каждый фактор, начальный план эксперимента, погрешность вычислений. Выходными данными являются оптимальный план эксперимента и соответствующий ему критерий оптимальности $\det D(\vec{x})$ – для *D*-оптимального плана.

Для двух факторов (x_1 и x_2), 21 параметра модели и 22 точек плана матрица оптимального планирования имеет следующий вид (таблица 1)

Таблица 1

Матрица планирования

№ точки	x_1	x_2
1	-1	-1
2	-0,4	-1
3	0,6	-1
4	1	-1
5	0	-0,8
6	-1	-0,6
7	1	-0,6
8	-1	0
9	1	0
10	0,8	0,4
11	-0,8	0,8
12	0	0,8
13	-1	1
14	-0,4	1
15	0,4	1
16	1	1
17	0,4	-0,2
18	0	0,4
19	-1	0,6
20	1	0,6
21	-0,8	-0,8
22	-0,4	-0,2

.Данный план можно использовать в различных процессах обработки материалов, сталей и сплавов [1-4].

Работа подготовлена в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов в металлических, композиционных и нанокристаллических материалах: коллективная монография / А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, Д.А. Провоторов, В.И. Золотухин, А.Д. Бреки, П.Н. Медведев, М.Н. Гаврилин, Г.М. Журавлев, Д.В. Малий, Ю.С. Дорохин, Д.Н. Боголюбова, А.А. Калинин, Д.Н. Романенко, И.В. Минаев, О.В. Кузовлева, Н.Е. Проскуряков, А.С. Пустовгар, Ю.Е. Титова, И.В. Тихонова. Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. 128 с. ISBN 978-5-7679-2969-9.

2. Теория пластичности дилатирующих сред: монография / Э.С. Макаров, А.Е. Гвоздев, Г.М. Журавлев.; под. ред. проф. А.Е. Гвоздева. 2-е изд. перераб. и доп. Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. 337 с. ISBN 978-5-7679-3159-0.

3. Технология металлов и сплавов: учебник / Н.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, О.В. Кузовлева, Г.М. Журавлёв, Д.А. Провоторов.; под ред. проф. Н.Н. Сергеева. Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 490 с.

4. Новые конструкционные материалы: учебное пособие / А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, В.К. Зеленко, О.В. Кузовлева, А.Н. Сергеев, В.Ю. Кузовлев, А.А. Калинин, А.В. Маляров.; под общей ред. проф. А.Е. Гвоздева Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. 296 с.

*****

деформаций в деталях стакана-коллектора. Предельное значение напряжений и деформаций может привести к разрушению металлической оболочки и созданию аварийной ситуации. В этой связи необходимо знать механические и пластические свойства металлических оболочек стаканов-коллекторов в зависимости от температуры нагрева.

В конструкции стаканов-коллекторов (рис. 1) наиболее нагруженным участком является конусный участок, на который воздействует как термические нагрузки (t_y и t_k – соответственно температуры нагрева металлической оболочки и жидкого металла), так и давление столба жидкого металла P_M. Это приводит к раздаче конического участка, возникновению растягивающих напряжений и деформаций, которые могут вызвать разрушение металлической оболочки.

Рассмотрено напряженно-деформированное состояние стаканов-коллекторов в металлических обечайках различной толщины (1 мм, 1,5 и 2 мм). Целью исследования являлось проведение прочностных расчётов обечайки при воздействии термических нагрузок, а также определение оптимальной толщины обечайки определенной конфигурации, удовлетворяющей условиям разливки металла.

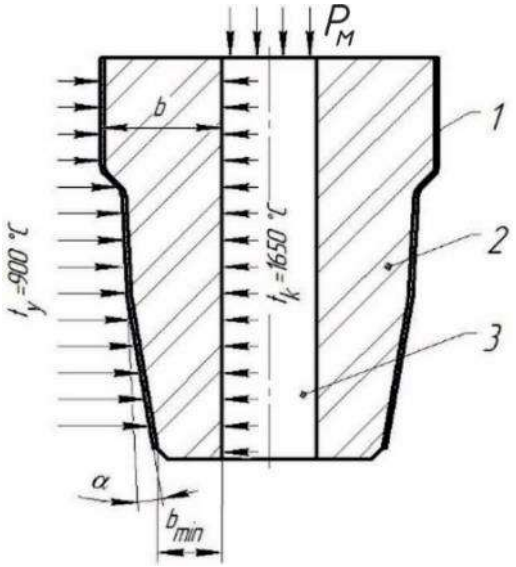


Рис. 1. Схема типового стакана-коллектора:
1 – металлическая оболочка (обечайка),
2 –огнеупорная часть,
3 –разливочный канал с жидким металлом

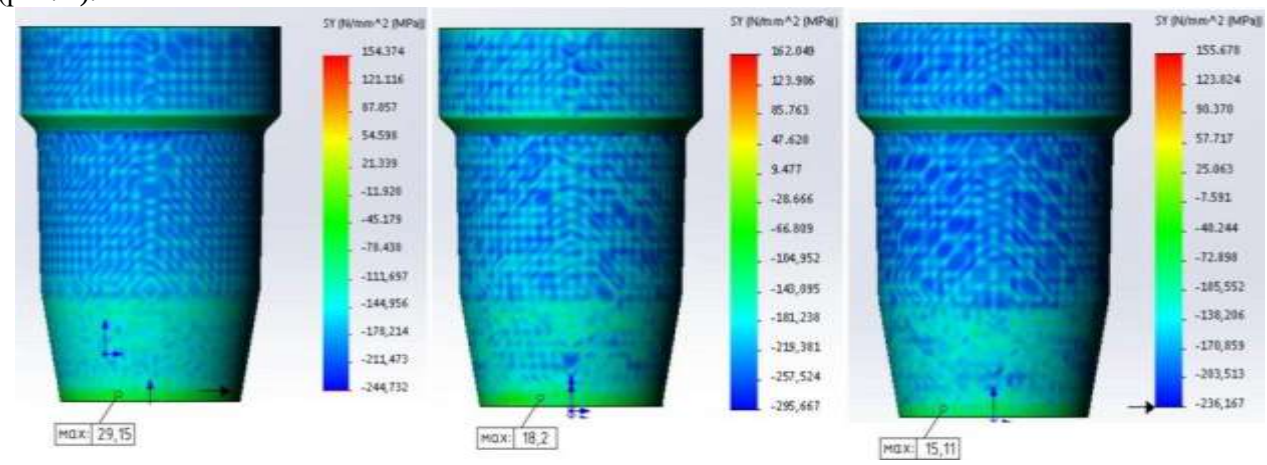
Нецелесообразность использования обечаек толщиной менее 1 мм объясняется тем, что при высоких температурах происходит процесс поверхностной диффузии и уход атомов металла из кристаллической решетки. Это приводит к уменьшению толщины металла обечайки и снижает ее ресурс. Прочностной расчёт и исследования деформаций проведены с применением метода конечных элементов в программе «SolidWorks 2015».

Так как целью разработки стаканов-коллекторов является возможность их гарантированного многократного использования (до 7-9 плавок), то принимаем, что коэффициент запаса прочности обечайки, рассчитываемый в программе по формуле $\sigma/[\sigma] \le 1$, должен быть не более 0,5. Погрешность компьютерных вычислений при решении задач с использованием метода конечных элементов принимаем $\pm 15\%$.

В расчетах приняты теплофизические и эксплуатационные характеристики корундо-углеродистого материала ковшевого стакана и стали 08кп, из которой изготавливается обечайка.

К исследуемым моделям стаканов-коллекторов приложены следующие тепловые нагрузки: к внутренней поверхности разливочного канала приложена температура $t_k = 1650\ ^\circ\mathrm{C}$, соответствующая температуре жидкого металла; к наружной поверхности обечайки приложена температура $t_y = 900\ ^\circ\mathrm{C}$, соответствующая температуре, в которой находится стакана при разливке.

В ходе выполнения статического расчета получены эпюры распределения напряжений, возникающих в напряженно-деформированном состоянии стаканов-коллекторов трёх исполнений (рис. 2).



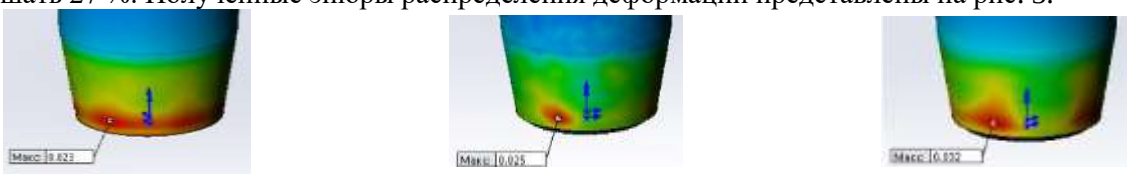
а б в

Рис. 2. Эпюры распределения напряжений в обечайке стакана-коллектора: а – толщиной 1 мм, б – толщиной 1,5 мм, в – толщиной 2 мм

Из рисунка 2,а видно, что обечайка толщиной 1 мм не обладает достаточной прочностью с учетом испытываемых нагрузок (минимальный коэффициент запаса прочности больше 1). На рисунке 2,б представлены результаты расчета стакана-коллектора в обечайке толщиной 1,5 мм. В данном случае эквивалентные напряжения увеличиваются, и минимальный коэффициент запаса прочности $0,65 > 0,5$. Данный вариант обечайки возможно использовать для тех условий разливки, в которых не требуется высокая стойкость стаканов-коллекторов, например 1-3 плавки. На рисунке 2,в представлены результаты расчета стакана-коллектора в обечайке толщиной 2 мм. Коэффициент запаса прочности для данного случая 0,55, что, с учетом погрешности вычислений, удовлетворяет заданным условиям прочности.

В результате проведенных прочностных расчетов установлено, что при многократной разливке металла в условиях жестких термических нагрузок (до 7-9 плавок) предпочтение следует отдавать стаканам-коллекторам в металлической обечайке толщиной 2 мм и более, обладающей наибольшим запасом прочности. В условиях разливки металла, не требующих многократного применения стаканов-коллекторов допускается использование обечаек толщиной от 1,5 до 2 мм.

Исследование деформаций проводилось аналогично, с использованием метода конечных элементов, для трёх исполнений обечаек. Исходя из свойств материала и требований к допускам геометрических размеров обечайки, предельное относительное удлинение (деформация) не должно превышать 27 %. Полученные эпюры распределения деформаций представлены на рис. 3.



а *б* *в*

Рис. 3. Эпюры распределения деформаций в стаканах-коллекторах с различной толщиной обечайки: а – 1 мм; б – 1,5 мм, в – 2 мм

Как видно из рисунка 3, деформации стакана-коллектора носят очаговый характер в нижней конусной части. Значения относительного удлинения для всех трёх рассмотренных случаев не превышают 3 %, что существенно меньше допустимого значения. Таким образом, деформации, возникающие при тепловом воздействии на стакан-коллектор с обечайкой 1…2 мм, не влияют на его функциональность и целостность обечайки.

****

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ FE–Y–O

Саенко И.С.[1], Удовский А.Л.[1,2], Фабричная О.Б.[3]

[1]Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, ivan.s.s@bk.ru

[2]Россия, Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ,al-udovsky1@yandex.ru

[3]Германия, Технический университет Фрайбергская горная академия, fabrich@ww.tu-freiberg.de

THERMODYNAMIC MODELLING OF THE FE–Y–O SYSTEM

Saenko I.S., Udovsky A.L., Fabrichnaya O.B.

High-alloy ferritic steels are of particular interest regarding to the wide range of their possible technological applications. Fine disperse particles of yttrium oxide introduced into bcc–matrix of iron–chromium alloy significantly improve mechanical properties of this alloy and prevent matrix grain growth at high temperatures in the range of 0.5-0.6 of its melting temperature. Development of such composite materials requires the knowledge of phase relations and thermodynamic properties. Phase relations in the ternary Fe–Y–O system have been experimentally studied using SEM/EDX und DTA methods. Thermodynamic parameters of the Fe–Y–O system were optimized using the CalPhaD approach based on obtained experimental results and available literature data. General "χ^2"-function was used in order to compare accordance between experimental data and results calculated using different thermodynamic descriptions depending on the number of optimized parameters. Based on the general "χ^2"-function, the most reliable thermodynamic description has been obtained. Thermodynamic modelling of the Fe–Y–O system has been performed for the first time.

Высоколегированные ферритные стали имеют широкую область применения и высокую технологическую ценность. Внедрение дисперсных частиц оксида иттрия в ОЦК – матрицу железо–хромовой стали улучшает механические свойства данной стали и препятствует увеличению размеров зерен матрицы при работе сплава в интервале высоких температур, равных 0,5-0,6 от температуры плавления. Разработка таких композитных материалов требует полного понимания термодинамических свойств системы Fe–Y–O. Поэтому, цели настоящей работы состояли в разработке модели, позволяющей наиболее полно описать термодинамику и фазовые равновесия системы Fe–Y–O, на основе эмпирических и теоретических данных. Термодинамическое описание системы Fe–Y–O также играть важную роль в качестве подсистемы для исследований и моделирования систем высокого порядка.

Оценка термодинамических параметров и расчетов фазовой диаграммы системы Fe–Y–O были выполнены с использованием программы ThermoCalc с использованием модулей PARROT и POLY-3. С целью уменьшить расхождение между расчетными и экспериментальными данными, был использован метод наименьших квадратов с помощью модуля PARROT программы Thermo-Calc. Индивидуальные стат-веса были заданы для каждого типа экспериментальных данных с учетом возможных отклонений и точность каждого экспериментального метода.

Энергии Гиббса -го элемента $(i = Fe, Y, O)$, относительно энтальпии его стандартного состояния $\emptyset$ при температуре $298{,}15\ K$была взята согласно полиному (1).

$$GHSER_i = {}^\circ G_i^\emptyset(T) - {}^\circ H_i^\emptyset(298.15K) = a + b \cdot T + c \cdot T \cdot lnT + d \cdot T^2 + e \cdot T^3 + \cdots \quad (1)$$

где $H_i^{SER}(298{,}15\ K)$ – молярная энтальпия -го элемента в стандартном состоянии (для железа ОЦК, для иттрия ГПУ);

Описания чистых компонентов взяты из открытой базы SGTE (ScientificGroupThermodataEurope), которая составлена согласно работе [1]. Энергии Гиббса интерметаллических соединений типа A_aB_b (где a и b – стехиометрические коэффициенты) были взяты согласно закону Коппа – Неймана (о аддитивности теплоемкости соединений) в виде Ур. (2).

$$G_{A_aB_b} - a \cdot {}^\circ H_A^\emptyset(298.15K) - b \cdot {}^\circ H_B^\emptyset(298.15K) = a \cdot GHSER_A + b \cdot GHSER_B + \alpha + \beta \cdot T \quad (2)$$

где α иβ –переменные, оптимизируемые на основании косвенных экспериментальных данных, характеризующие отклонение отправила Коппа – Неймана.

Увеличение числа избыточных параметров взаимодействия и усложнения термодинамического описания температурной зависимости не всегда приводят к лучшему схождению между экспериментальными данными и результатами расчетов. Таким образом, стратегия оптимизации была направлена на получение наилучшей сходимости термодинамического описания с собранными

данными литературы о фазовых отношений и термодинамических свойств, используя минимум параметров. Общий "χ^2" –распределении [2] был использован в процессе оптимизации в качестве метода поиска минимума для зависимости сходимости модели от количество оптимизируемых параметров модели (Уравнение (3)).

$$\chi^2 = \sum_{i=1}^{k} \left[\frac{\alpha_{i.cal.} - \alpha_{i.exp.}}{\delta\alpha_{i.exp.}}\right]^2 \cdot (N - p - 1)^{-1} \quad (3)$$

где: $\alpha_{i.exp.}$ - экспериментальное значение с погрешностью $\delta\alpha_{i.exp.}$; $\alpha_{i.cal.}$- расчетное значение термодинамического описания; p - число независимых оптимизируемых параметров; N - общее число экспериментальных значений.

В работе был проведен критический обзор научной периодики с целью сбора экспериментальной информации по системе железо–иттрий–кислород. Получен набор параметров, наиболее полно описывающий термодинамические данные и особенности данной системы (термохимические свойства твердых и жидких фаз, магнитный вклад). Данные параметры модели были найдены путем оптимизации собранных экспериментальных данных, используя модуль PARROT программы ThermoCalc. Термодинамическое моделирование данной системы было проведено впервые. Для поиска глобального минимума был использован общий "χ^2" -распределении [2], учитывающий зависимость сходимости модели от количество оптимизируемых параметров модели. Полученное термодинамическое описание системы Fe–Y–O отвечает условиям глобального минимума.

Литература:

1.Dinsdale A. T., SGTE data for pure elements. Calphad, 1991, vol.15, pp. 317-425.

2.Udovskii A.L., Izv. Akad. Nauk SSSR Met., 1990б vol. 2, pp. 136-157.

****

ПРОГРАММНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Сергеев А.Н.[1], Гвоздев А.Е.[1], Бреки А.Д.[2], Пустовгар А.С.[3], Проскуряков Н.Е.[3], Провоторов Д.А.[3], Кутепов С.Н.[1], Малий Д.В.[1]

[1]Россия, Тула, Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого, gwozdew.alexandr2013@yandex.ru[1]

[2]Россия, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

[3]Россия, Тула, Тульский государственный университет

SOFTWARE COMPLEX FOR MODELING PROCESSES OF RESOURCE-SAVING PROCESSING OF HARD-DEFORMABLE METAL SYSTEMS

A.N. Sergeyev, A.E. Gvozdev, A.D. Breki, A.S. Pustovgar, N.E. Proskuryakov, D.A. Provotorov, S.N. Kutepov, D.V. Maliy

Describes a software complex for modeling processes of resource-saving processing of hard-deformable metal systems

Программный комплекс предназначен для математического моделирования и многопараметрической оптимизации ресурсосберегающих процессов термопластической обработки, фрикционного взаимодействия и поведения металлических систем в сопряженных физических и химических полях в различных условиях и состояниях.

Комплекс включает следующие составляющие: синтез оптимальных планов эксперимента с использованием различных критериев оптимальности; построение моделей различных порядков сопротивления деформированию, напряжения течения, характеристик пластичности, коэффициента скоростного упрочнения, эффективной энергии активации процессов деформирования и фрикционного взаимодействия как функций нескольких переменных от различных и варьируемых факторов: температуры, схемы напряженного состояния, скорости деформации, характеристик структуры для металлических материалов различных дисперсностей фазовых и структурных составляющих и систем легирования. Для обработки экспериментальных данных выполняют

комплексный регрессионный анализ математических моделей, который включает: проверку гипотезы об исключении резко выделяющихся опытных данных; оценку параметров модели; проверку гипотезы значимости параметров модели; проверку гипотезы адекватности модели по критерию Фишера. При комплексных процессах фрикционного взаимодействия могут быть проанализированы закономерности развития трибологических контактов в различных состояниях и условиях трения и износа [1-3]. Комплекс зарегистрирован в Роспатенте в Государственном реестре программных продуктов.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №11.6682.2017/8.9.

Литература

1. Моделирование ресурсосберегающих процессов обработки металлов и сплавов: монография / Е.М. Селедкин, Г.М. Журавлев, А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, А.А. Калинин, Д.В. Малий. Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. 204 с. ISBN 978-5-7679-3508-6.

2. Обработка сталей и сплавов в интервале температур фазовых превращений: монография / Г.М. Журавлев, А.Е. Гвоздев. Тула: Изд-во Тул-ГУ, 2016. 320 с. ISBN 978-5-7679-3553-6.

3. О фрикционном взаимодействии металлических материалов с учетом явления сверхпластичности / А.Д. Бреки, А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, Н.Е. Стариков, Д.А. Провоторов, Н.Н. Сергеев, Д.М. Хонелидзе // Материаловедение. 2016. № 8. С. 21-25.

УДК 621.771.25:669.017:669.15

****

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА РЕЗЕРВУАРОВ ТИПА РВС МЕТОДОМ НЕЙРОСЕТЕВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Щипачев А.М.,Лапига И.Р.

Россия, Санкт-Петербургский горный университет,shipachev@ufanet.ru,irlapiga@gmail.com

FORECASTING RESOURCES OF RVS TYPE RESOURCES BY METHOD OF NEURO NETWORK MODELING

ShchipachevA.M., Lapiga I.R.

Abstract

At present, most of the oil reservoirs in the Russian Federation are in operation for a long time. Therefore, there is often a problem of estimating the residual resource, since an incorrect estimate of the operating time of the reservoir can lead to its destruction and, as a consequence, to a major environmental accident. One of the main problems of diagnostics is obtaining reliable information about the state of the object. As a solution to this problem, not one of the types of non-destructive testing can be used, but their combination.

For this, it is possible to use neural-fuzzy networks to estimate the level of residual life on the basis of heterogeneous data of metal diagnostics (ultrasonic testing, magnetic methods, surface energy, etc.) using the example of 09G2S steel, operated under fatigue loading conditions

Оценка уровня накопленных повреждений металлом, который эксплуатируется при различных видах напряженно-деформированного состояния и внешней среды для нефтяной отрасли сегодня весьма актуальна. Это связано с проблемой оценки остаточного ресурса резервуаров, находящихся в эксплуатации длительное время и выход из строя которых влечет аварийные и катастрофические последствия. Под повреждаемостью подразумевается некая интегральная характеристика материала, мера его деградации.

Основной проблемой технической диагностики на сегодняшний день является получение достоверной информации о состоянии диагностируемого объекта, а также классификации этого состояния (нормального или аномального).

При проведении технического диагностирования наряду с определением положения и вида дефектов также необходима оценка общей деградации, повреждаемости материала.

Одним из вариантов решения вышеописанных проблем технической диагностики может быть использование комбинации из нескольких видов неразрушающего контроля для обследуемого резервуара.На сегодняшний день согласно РД 153-112-017-97 возможно применение нескольких видов диагностики для резервуаров (ультразвуковая, магнитная, рентгенография и т.д.)

Однако, обработка большего объема данных диагностики усложняет оценку остаточного ресурса. Для решения проблемы необходимо разработка специальных вычислительных комплексов.Использование для анализа искусственных нейронных сетей (ИНС) на данный момент является одним из решений поставленной задачи. Сегодня ИНС применяется во многих сферах – распознавание образов, классификация, категоризация, прогнозирование [1].

Обученная ИНСможет в кратчайшие срокивыдать ответ об уровне накопленных повреждений, используя данные нескольких видов технической диагностики. Выданный ИНС результат будет содержать оценку текущей повреждаемости в относительном виде (т.е. отнесенную к предельному состоянию). Данное множество определяется как отношение количества циклов Ni на момент диагностирования к максимальному количеству циклов нагруженияNp до начала разрушения, которое определяется экспериментально для каждого конкретного материала.

Для оценки остаточного ресурса резервуаров необходимо отобрать необходимые диагностические параметры, имеющие наибольшее влияние на состояние металла. Обучающей выборкой для ИНС послужат три числовых ряда, - результаты исследований стали 09Г2С, как одной из самых применяемых для резервуаров, тремя различными методами неразрушающего контроля. [2]

Разработка нейронечеткой сети и работа с ней может проводиться в математическом пакете MATLAB в редакторе Anfis. Результаты представлены на рисунке 1.

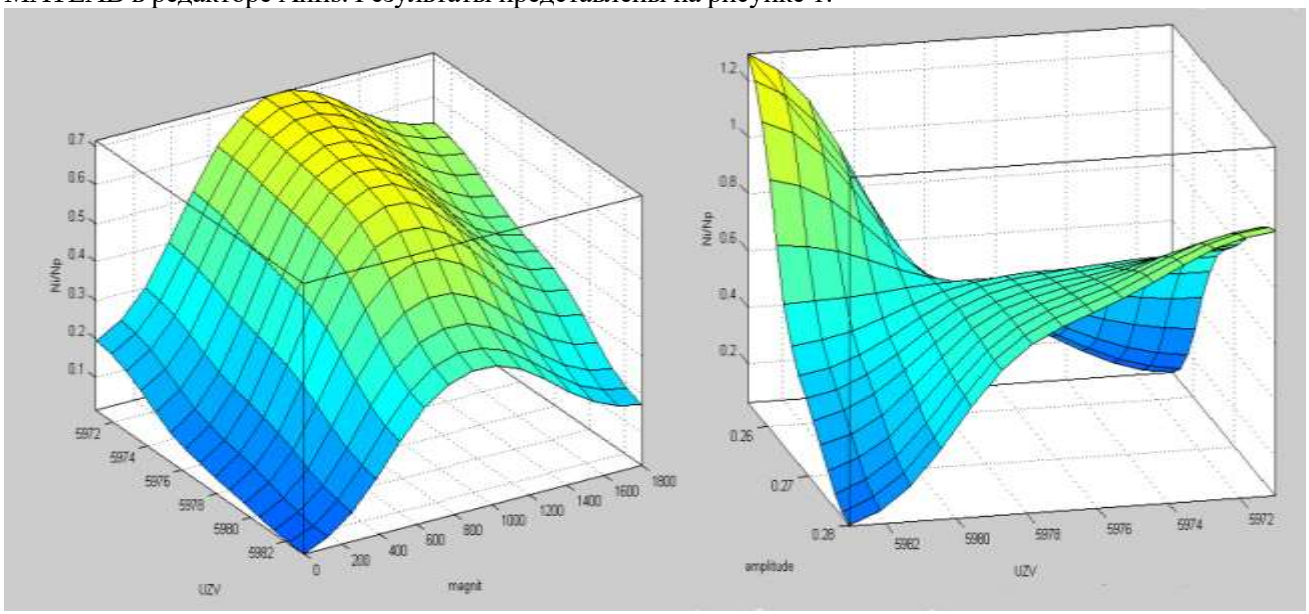


Рисунок 1 - Зависимость уровня накопленных повреждений (Ni/Np) от скорости распространения ультразвука (UZV) и изменений магнитного поля (magnit), скорости распространения ультразвука (UZV) и степени затухания амплитуды (amplitude)

Для практического применения ИНС для определения остаточного ресурса резервуаров можно создать исполняющую программу, в которой пользователю достаточно будет задать только входные параметры (свойства материала, а также данные диагностического обследования). Так как ИНС имеют способность к переобучению, то эта же программа может быть использована для других материалов.

Выводы:

Используемые в настоящий момент методы прогнозирования остаточного ресурса не учитывают оценку комплексных параметров, а также не учитывают совместное влияние на состояние металла двух и более параметров, которые позволяют более точно определять состояние материала.

Использование ИНС для прогнозирования состояния намного проще и быстрее, чем создание различного вида зависимостей (эмпирических, полуэмпирических и т.д.).

Использование ИНС позволяет применять нечеткую информацию, которую невозможно учесть при использовании аналитических зависимостей.

Список используемых источников

1.Рутковская Д., Пилиньский М., Рутковский Л. Нейронные сети, генетические алгоритмы и нечеткие системы: пер. с польск. И.Д. Рудинского. – М.: Горячая линия – Телеком, 2007. – 452 с.

2.Щипачев А.М., Наумкин Е.А., Мусаиров Т.Ф. Оценка уровня накопленных повреждений металлов на основе нейронечеткого моделирования. – Нефтегазовое дело, 2015 т.13 №3, с. 160 - 165.

****

AB INITIO КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ FE-SI-C

Ридный Я.М., Мирзоев А.А., Мирзаев Д.А.

Россия, ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет), Челябинск, ridnyiim@susu.ru

AB INITIO COMPUTER SIMULATION TERNARY SYSTEM FE-SI-C

Ridnyi Ya.M., Mirzoev A.A., Mirzaev D.A.

Ab initio simulation of the equilibrium structure and properties of silicon and carbon atoms dissolved in bcc iron was carried out by the software package WIEN2k. Calculated of the interaction energy between carbon and silicon atoms in bcc iron.

Сплавы на основе железа, несмотря на развитие производства других металлов, пластмасс, керамики, композитов, остаются основными конструкционными материалами. Исключительным достоинством чёрных металлов является, прежде всего, их дешевизна, а также универсальность – при помощи небольших добавок можно резко изменить свойства их сплавов. На данный момент представляют интерес расчёты тройных сплавов, например Fe-Si-C используемые как конструкционные и как магнитомягкие материалы. Для лучшего понимания свойств сплава Fe-Si-C необходимо понять, как будут взаимодействовать атомы кремния с атомами углерода.

Расчёты проводились из первых принципов полнопотенциальным методом LAPW, в программном пакете WIEN2k. Параметры моделирования составили: суперячейка из 54 атомов железа, N_k=4*4*4 точки; K_{max} =5 а.е.$^{-1}$; R_{mt}(Fe)=2,0 а.е.; R_{mt}(Si)=2,0 а.е.; R_{mt}(C)=1,2 а.е. [1]. Исследования выполнены с использованием суперкомпьютерных ресурсов ЮУрГУ [2].

Для определения энергий взаимодействия кремния с углеродом в первых пяти координационных сферах применялась формула:

E(Si-C) = [E(Fe53SiC) – E(Fe54C)] – [E(Fe53Si) – E(Fe54)]

где E(Fe54) энергия отрелаксированной суперячейки, состоящей из 54 атомов железа, E(Fe54C) – энергия отрелаксированной суперячейки, состоящей из 54 атомов железа и одного атома углерода, E(Fe53Si) – энергия отрелаксированной суперячейки, состоящей из 53 атомов железа и одного атома кремния, E(Fe53SiC) – энергии отрелаксированной суперячейки, состоящей из 53 атомов железа, одного атома кремния и одного атома углерода. В данной формуле положительное значение энергии соответствует отталкиванию, а отрицательное притяжению. Энергии взаимодействия между атомами углерода и кремния растворёнными в ОЦК-железе приведены в таблице 1.

Таблица 1

Энергии взаимодействия между атомами углерода и кремния растворёнными в ОЦК-железе. Позиция атома кремния [0 0 0]. Позиция атома углерода записана в параметрах решётки.

Номер координационной сферы	Позиция углерода	Симонович [7], эВ	Данная работа, эВ
1	[0,5 0 0]	0,478	0,55
2	[0,5 0,5 0]	0,75	0,81
3	[1 0,5 0]	-0,021	0,04
4	[1 0,5 0,5]	-0,057	-0,01
5	[1 1 0,5]	-0,044	0

Из таблицы 1 видно, что атомы углерода и кремния в первых двух координационных сферах имеют отталкивательное взаимодействие, причём во второй координационной сфере отталкивание сильнее чем в первой. В третьей и последующих сферах наблюдается очень слабое взаимодействие, которое по мере увеличения расстояния между атомами стаёт равным нулю. Энергии взаимодействия между атомом углерода и атомом полученные в данной работе находится в качественном согласии с работой Симоновича [3]. Различие объясняется использованием в данной работе более точных полнопотенциальных расчётов, в которых происходит учёт всех электронов, в отличие от псевдопотенциальных.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 16-19-10252.

Литература:

1.Я.М. Ридный, А.А. Мирзоев, Д.А. Мирзаев “Определение оптимальных параметров моделирования для максимально точных расчётов энергий в ОЦК-железе” Вестник ЮУрГУ. Серия «Математика. Механика. Физика». Т. 8, № 4, С. 63-69, 2016.

2.P.S. Kostenetskiy, A.Y. Safonov. “SUSU Supercomputer Resources” Proceedings of the 10th Annual International Scientific Conference on Parallel Computing Technologies (PCT 2016). V. 1576. pp. 561-573, 2016.

3.D. Simonovic, C.K. Ande, A.I. Duff et. al. “Diffusion of carbon in bcc Fe in the presence of Si” Physical Review B. V. 81, P. 054116, 2010.

****

ПОЛЗУЧЕСТЬ И ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МАТЕРИАЛА ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО СЛОЯ ПРИ НЕРАВНОМЕРНОМ ВРАЩЕНИИ ВНЕШНЕЙ ГРАНИЧНОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Ковтанюк Л. В.[1], Лемза А.О.[2]

[1]*Россия, Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН,* lk@iacp.dvo.ru

[2]*Россия, Дальневосточный федеральный университет,* alsu-24@yandex.ru

CREEP AND PLASTIC FLOW OF THE CYLINDRICAL LAYER OF A MATERIAL AT NONUNIFORM ROTATION OF THE EXTERNAL BOUNDARY SURFACE

Kovtanyuk L.V., Lemza A.O.

This article is devoted to the research of the deformation process of an incompressible material with elastic, viscous and plastic properties. The material is placed in the layer between two coaxial cylindrical surfaces and deformed at external boundary surface rotation with changing velocity. The theory of large elastoplastic strains is applied to solve the problem. The goal of the research is to find the parameters of stress-strain state in the medium taking into account viscous properties of the material.

В настоящее время холодная формовка за счёт медленного режима ползучести является наиболее перспективной технологией обработки материалов и получения готовых изделий. Как при традиционных технологиях, так и при холодной формовке в деформируемом материале могут возникать локальные области пластического течения, существенно влияющие на процесс деформирования. При математическом моделировании таких процессов необходимо учитывать как ползучесть материалов, так и возникновение и развитие в них пластических течений. Интенсивное формоизменение деформируемого материала приводит к необходимости применения теории больших деформаций. Следовательно, математическая модель, описывающая процессы холодной формовки, должна быть моделью больших деформаций, комплексно учитывающей упругие, пластические и вязкие свойства материалов.

Здесь в рамках модели больших упругопластических деформаций [1, 2], отличительной особенностью которой является постулирование для обратимых e_{ij} и необратимых p_{ij} составляющих тензора d_{ij} деформаций Альманси дифференциальных уравнений переноса

$$\begin{aligned}
&\frac{De_{ij}}{Dt} = \varepsilon_{ij} - \gamma_{ij} - \frac{1}{2}\left(\left(\varepsilon_{ik} - \gamma_{ik} + z_{ik}\right)e_{kj} + e_{ik}\left(\varepsilon_{kj} - \gamma_{kj} - z_{kj}\right)\right),\\
&\frac{Dp_{ij}}{Dt} = \gamma_{ij} - p_{ik}\gamma_{kj} - \gamma_{ik}p_{kj}, \qquad (1)\\
&d_{ij} = \frac{1}{2}\left(u_{i,j} + u_{j,i} - u_{k,i}u_{k,j}\right) = e_{ij} + p_{ij} - \frac{1}{2}e_{ik}e_{kj} - e_{ik}p_{kj} - p_{ik}e_{kj} + e_{ik}p_{ks}e_{sj},
\end{aligned}$$

численно решается задача о деформировании несжимаемого материала с нелинейными упругими, вязкими и пластическими свойствами, расположенного между двумя жёсткими коаксиальными цилиндрами радиусов r_0 и R, при вращении внешнего цилиндра с переменной скоростью в соответствии со следующим определением:

$$\omega_R = \begin{cases} \alpha^2 t, & 0 \le t \le t_1, \\ \alpha^2 t_1, & t_1 \le t \le t_2, \\ \alpha^2 t_1 - \beta^2 (t - t_2), & t_2 \le t \le t_3, \\ 0, & t \ge t_3. \end{cases} \qquad \alpha, \beta = const \tag{2}$$

В рамках прямоугольной системы пространственных координат Эйлера x_i в (1)

$$\begin{aligned} &\frac{Dn_{ij}}{Dt} = \frac{dn_{ij}}{dt} - r_{ik} n_{kj} + n_{ik} r_{kj}, \quad r_{ij} = \omega_{ij} + z_{ij}(\varepsilon_{sk}, e_{sk}), \\ &z_{ij} = A^{-1}\left[(\varepsilon_{ik} e_{kj} - e_{ik} \varepsilon_{kj}) B^2 + B(\varepsilon_{ik} e_{ks} e_{sj} - e_{ik} e_{ks} \varepsilon_{sj}) + e_{ik} \varepsilon_{ks} e_{st} e_{tj} - e_{ik} e_{ks} \varepsilon_{st} e_{tj}\right], \\ &A = 8 - 8E_1 + 3E_1^2 - E_2 - \frac{1}{3} E_1^3 + \frac{1}{3} E_3, \quad B = 2 - E_1, \\ &E_1 = e_{kk}, \quad E_2 = e_{ij} e_{ji}, \quad E_3 = e_{ij} e_{jk} e_{ki}, \quad \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(\upsilon_{i,j} + \upsilon_{j,i}), \\ &\omega_{ij} = \frac{1}{2}(\upsilon_{i,j} - \upsilon_{j,i}), \quad \upsilon_i = \frac{du_i}{dt} = \frac{\partial u_i}{\partial t} + u_{i,j} \upsilon_j, \quad u_{i,j} = \frac{\partial u_i}{\partial x_j}, \end{aligned} \tag{3}$$

где u_i и υ_i – компоненты векторов перемещений и скоростей точек среды, r_{ij} – кососимметричный тензор вращений, $\frac{D}{Dt}$ – оператор объективной производной для произвольного тензора n_{ij}, источник γ_{ij} и ε_{ij} – компоненты тензора скоростей необратимых и полных деформаций.

Диссипативный механизм деформирования, определяющий накопление необратимых деформаций, связан с пластическими и реологическими свойствами материалов. В областях, где напряжённое состояние ещё не достигло поверхности текучести, и в областях разгрузки диссипативный механизм деформирования задаётся вводом потенциала $V(\sigma_{ij})$ в форме степенного закона ползучести Нортона [3]:

$$V(\sigma_{ij}) = B\Sigma^n(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3), \quad \Sigma = \max|\sigma_i - \sigma_j|, \quad \gamma_{ij} = \varepsilon_{ij}^v = \frac{\partial V}{\partial \sigma_{ij}}, \tag{4}$$

где σ_i – главные значения тензора напряжений, B и n – параметры ползучести материала, ε_{ij}^v – компоненты тензора скоростей деформаций ползучести.

При достижении напряжённым состоянием в материале поверхности текучести диссипативный механизм меняется, для связи скоростей пластических деформаций ε_{ij}^p и напряжений σ_{ij} используется ассоциированный закон пластического течения, а для учёта вязких свойств материала на стадии пластического течения применяется обобщённое условие пластичности Треска:

$$\begin{aligned} &\gamma_{ij} = \varepsilon_{ij}^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} + \alpha_{ij}, \quad f(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}^p) = 0, \quad \lambda > 0, \quad \alpha_{ij} = \varepsilon_{ij}^{v_0}, \\ &\max|\sigma_i - \sigma_j| = 2k + 2\eta \max|\varepsilon_k^p - \alpha_k|, \quad \alpha_k = \varepsilon_k^{v_0}, \end{aligned} \tag{5}$$

где ε_k^p – главные значения тензора скоростей пластических деформаций, $\varepsilon_{ij}^{v_0}$ – значения компонент тензора ε_{ij}^v в момент начала пластического течения, $\varepsilon_k^{v_0}$ – его главные значения, k и η – предел текучести и вязкость материала соответственно.

Зависимости, описывающие параметры напряжённого-деформируемого состояния в материале, строятся в цилиндрической системе координат. Для решения дифференциальных уравнений в частных производных, определяющих деформации и напряжения в среде, применяются конечно-разностные схемы.

Список литературы

1. Буренин, А.А. Об одной простой модели для упругопластической среды при конечных деформациях / А.А. Буренин, Г.И. Быковцев, Л.В. Ковтанюк // ДАН. – 1996. – Т. 347, №2. – С. 199-201.

2. Буренин, А.А. Большие необратимые деформации и упругое последействие / А.А. Буренин, Л.В. Ковтанюк. – Владивосток : Дальнаука, 2013. – 312 с.

3. Norton, F.H. The creep of steel at high temperatures. – Y. : McGrow Hill Book Company, 1929. 110 p.

****

ТОПОЛОГИЧЕСКАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ БАЛОК, ПОДВЕРЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫМ НАГРУЗКАМ

Павлов С. П., Бодягина К. С.

Россия, СГТУ имени Гагарина Ю.А., pspsar@yandex.ru, bodksen@mail.ru

Pavlov S. P., Bodyagina K. S.

This paper describes the design of a macrostructure of the beams in the temperature field with the purpose of increasing their stiffness with a constraint on the amount of materials used.

В работе рассматривается дизайн макроструктуры балок, находящихся в температурном поле с целью увеличения их жесткости при ограничении на количество используемого материала.

Для аппроксимации свойств материала в процессе оптимизации используется закон RAMP (rational approximation of material properties), в котором термоупругие характеристики материала являются функцией фиктивной плотности $\rho(\mathbf{x})$ [1]

$$E(\mathbf{x}) = E_0 \frac{\rho(\mathbf{x})}{(1 + p \cdot (1 - \rho(\mathbf{x}))}, \quad \mathbf{x} \in \Omega;$$

$$\alpha(\mathbf{x}) = \alpha_0 \frac{\rho(\mathbf{x})}{(1 + q \cdot (1 - \rho(\mathbf{x}))}, \quad \mathbf{x} \in \Omega,$$

где модуль Юнга $E(\mathbf{x})$ и температурный коэффициент линейного расширения $\alpha(\mathbf{x})$ считается функцией от искусственно введенной плотности, $\rho(\mathbf{x})$, которая выступает в качестве переменной управления в задаче оптимизации, модуля Юнга E_0 и коэффициента α_0 армирующего материала.

Показатели степени $p \geq 1$ и $q \geq 1$ являются параметрами штрафа. При $\rho(x) = 1$ вся область полностью заполнена армирующим материалом.

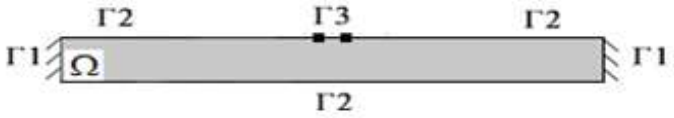


Рисунок 1 - Расчетная модель

Исследования проводятся на термоупругой модели балки 1:10, материал конструкции – сталь (E_0 = 200 MPa, α_0 = 12.3*e-6 1/K). Расчетная модель и граничные условия для балки приведены на рис.1. Здесь на границе Г1 балка защемлена, Г2 – свободна от нагрузок. По границе Г3 приложена вертикальная нагрузка $F = 10$ MN, направленная вниз.

Податливость балки определяется функционалом [2]

$$J(\rho) = \int_{\Gamma_3} v \cdot F ds,$$

где v - смещение в направлении приложенной по границе Γ_3 нагрузки.

Таким образом необходимо найти

$$\min J(\rho),$$

при ограничениях

$$0 \le \int_{\Omega} \frac{\rho(\mathbf{x})}{(1+p\cdot(1-\rho(\mathbf{x}))} d\Omega \le \gamma A,$$

$$0 < \delta \le \rho(\mathbf{x}) \le 1,$$

где $\gamma -$ доля армирующего материала, $A -$ площадь области оптимизации Ω.

Для получения численного решения в каждой точке массива, плотность не должна исчезать полностью, поэтому в последнем неравенстве положим $\delta = 10^{-5}$. Это позволит избежать сингулярности матрицы жесткости при решении задачи оптимизации. В расчетах $\gamma = 0{,}5$.

Решение плоской задачи термоупругости и вычисление податливости проводится методом конечных элементов. Задача оптимизации решается методом подвижных асимптот.

В результате были получены оптимальные распределения материала для балок, находящихся под действием различных температур. Оптимальные топологии для трех значений температуры $T_{опт}$ приведены на рис.2.

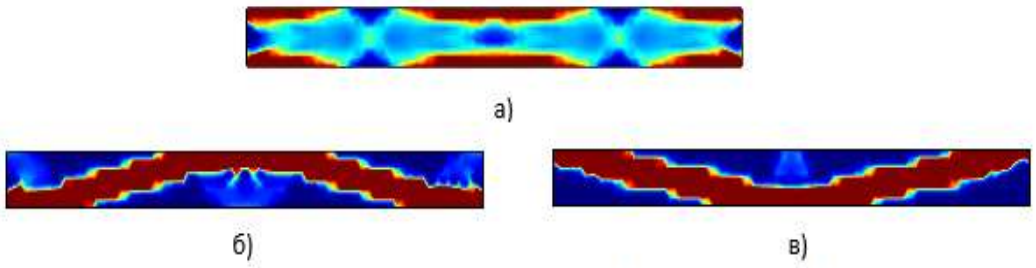


Рисунок 2 – Оптимальные топологии балок: а) $T_{опт} = 20^0 C$, б) $T_{опт} = 50^0 C$, в) $T_{опт} = -30^0 C$

Для анализа чувствительности оптимальных балок при изменении температуры было проведено исследование напряженно-деформированного состояния (табл. 1) и значений максимальных прогибов (табл. 2) при температурах эксплуатации балок $T_{эксп}$, отличных от температуры оптимизации $T_{опт}$.

Таблица 1 – Значения максимальных напряжений по Мизесу (MPa)

$T_{эксп}$ \ $T_{опт}$	243	293	323
243	13,604E7	29,937E7	45,605E7
293	40,397E7	5,8906E7	17,813E7
323	61,175E7	25,714E7	8,7453E7

Таблица 2 – Значения максимальных прогибов

$T_{эксп}$ \ $T_{опт}$	243	293	323
243	-0,0043616	-0,0019177	-0,029955
293	-0,0255	-0,0021198	-0,013436
323	-0,038258	-0,0022410	-0,0035266

Из таблицы 1 следует, что при $T_{эксп}$, отличных от $T_{опт}$ максимальные значения напряжений существенно возрастают, хотя податливость (таблица 2) конструкции практически не изменяется. Из этого следует, что если $T_{эксп}$ заранее известны, то желательно выбирать $T_{опт} = T_{эксп}$.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 16-11-10138.

Литература:

1. M. Stolpe and K. Svanberg. An alternative interpolation scheme for minimum compliance topology optimization. Structural and Multidisciplinary Optimization, 22 (2):116-124, 2001.

2. Q. Li, G. P. Steven, Y.M. Xie Displacement minimization of thermoelastic structures by evolutionary thickness design. Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. 179 (1999) 361–378.

****

ОПИСАНИЕ ПЛАСТИЧНЫХ СВОЙСТВ МОЛИБДЕНА ПРИ ПОМОЩИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ И МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Цепляев В.И., Стариков С.В.

Объединенный Институт Высоких температур РАН, Москва, Россия, vazyktc@mail.ru

Evaluation of plastic properties of molybdenum using dislocation and molecular dynamics Tseplyaev V.I., Starikov S.V. Joint Institute for High Temperatures of RAS, Moscow, Russia In this work mobility functions of dislocations in molybdenum were estimated. Obtained mobility functions were used in order to perform dislocation dynamics calculations which allow one to evaluate plastic properties of a material.

Молибден является распространенным конструкционным материалом, его сплавы широко применяются в авиационной технике и в конструкции атомных реакторов. Так как этот материал часто подвергается большим нагрузкам, то встает вопрос о изучении поведения молибдена при больших напряжениях. На сегодняшний день считается, что пластические свойства материала характеризуются такими явлениями, как мартенситные переходы, двойникование и движение дислокаций, причем в чистом молибдене наиболее выражено последнее. Отсюда следует, что исследование поведения дислокаций в молибдене является необходимым шагом для дальнейшего изучения пластичности данного материала. Так же стоит заметить, что так как винтовые дислокации в молибдене менее подвижны, чем краевые, то движение именно винтовых дислокаций характеризует пластичные свойства молибдена.

В данной работе исследуются винтовые и краевые дислокации в молибдене при помощи метода молекулярной динамики. Были произведены расчеты зависимости скорости движения дислокации от приложенного внешнего сдвигового напряжения. Результаты расчетов показывают, что краевые дислокации в молибдене действительно более подвижны, чем винтовые. Помимо этого было продемонстрировано наличие двух режимов движения дислокаций: термо-активационный и вязкостный. Эти два режима отличается не только характером зависимости скорости дислокации от внешнего напряжения, но и механизмом движения. Скорость движения дислокации в термо-активационном режиме характеризуется миграцией и нуклеацией двойных изломов дислокации, когда в вязкостном режиме скорость движения в первую очередь ограничена из-за взаимодействия дислокации с фононной подсистемой. Так же при помощи полученных значений мобильности дислокации получены верхние оценки напряжения текучести молибдена и произведены оценки таких параметров дислокации, как энтальпия образования двойного излома и коэффициенты трения движения в вязкостном режиме.

Помимо метода молекулярной динамики, в работе так же предлагается исследовать поведение леса дислокаций в молибдене при помощи метода дислокационной динамики, который позволяет рассмотреть эволюцию структур дислокаций уже на микро-уровне. Данный метод исследования позволять теоретически, опираясь лишь на результаты молекулярно динамических расчетов, оценить кривую деформации материала. В работе реализованы оценки пластичности молибдена при помощи метода дислокационной динамики в простейших представлениях.

****

ОБ ОТКЛОНЕНИИ ОТ ПРАВИЛА ВЕГАРДА В СПЛАВАХ ПРИ РОСТЕ ДАВЛЕНИЯ

Магомедов М.Н.

Россия, ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: mahmag4@mail.ru

ON DEVIATION FROM VEGARD'S LAW IN ALLOYS AT PRESSURE INCREASING

Magomedov M.N.

A method is proposed for calculating the lattice parameter for a binary substitutional alloy, which takes into account the pressure (P) in the alloy. The method is approved on SiGe and CuAu alloys. It is shown that for $P = 0$ the deviation from the Vegard's rule (Δl) is due to the difference in compressibilities and specific volumes of pure crystals. With increasing pressure, Δl increases. Calculations showed that for SiGe, the $\Delta l(P)$ passes over to the positive region at $P_0 = 0.685$ GPa.

В 1921 году Вегард, изучая параметры решеток (l) у сплавов изоморфных веществ обнаружил, что если температура постоянна, то изменение величины l с составом происходит в первом приближении линейно, т.е. $$l(A_{1-C}B_C)_{Vegard} = (1 - C)\, l_A + C\, l_B = l_A + C\,(l_B - l_A), \qquad (1)$$

где l_A – параметр решетки растворителя, l_B – параметр решетки растворенного элемента, C – атомная концентрация растворенного элемента.

Однако даже для сплавов замещения изоморфных веществ (например, CuAu или SiGe) в большинстве случаев наблюдается отклонение от правила Вегарда (1), характеризуемое величиной:

$$\Delta l(A_{1-C}B_C) = l(A_{1-C}B_C) - l(A_{1-C}B_C)_{Vegard} \ . \qquad (2)$$

Причем это отклонение может быть, как положительным (например, для CuAu): $\Delta l > 0$, так и отрицательным (например, для SiGe) [1-3]. И хотя было предложено много теоретических моделей для описания зависимости величины Δl от концентрации растворенного компонента (C), природа этой зависимости до конца не ясна даже для бинарных неупорядоченных сплавов замещения [3]. Кроме этого, до сих пор не было изучено изменение величины Δl с ростом давления (P). В данной работе предложен один из возможных вариантов зависимости $\Delta l(P)$.

Для изучения зависимости $l(C)$ в сплаве двух изоструктурных веществ A и B, используем приближение «взаимодействия только ближайших соседей». Пусть P_A и P_B это вероятности нахождения в узле смешанной решетки атома сорта A и B, соответственно. Тогда для параметра решетки сплава можно получить выражение: $$l(A_{1-C}B_C) = P_A^2\, l_A + P_B^2\, l_B + 2P_A P_B\, l_{AB}\ , \qquad (3)$$

где l_{AB} – параметр решетки эквимолярного состава, т.е. где $C = 0.5$:

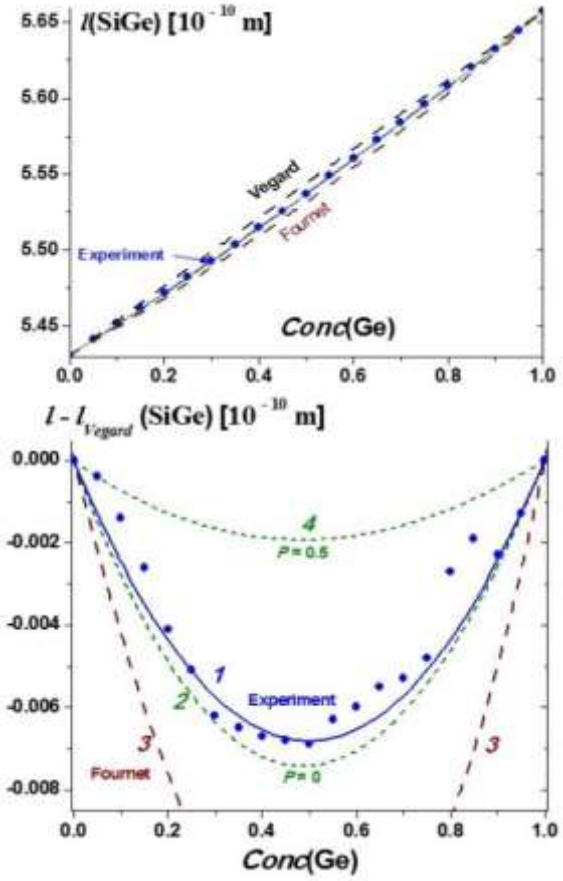
$$l_{AB} = \left[\frac{l_A^{\,3} + C_N l_B^{\,3}}{1 + C_N} + 2\frac{P l_A^{\,3}}{B_A(1 + C_N)} \right]^{1/3}, \quad \text{где } C_N = \frac{B_B}{B_A}\frac{V_A}{V_B}\ , \qquad (4)$$

P – давление, которое одинаково для обеих решеток,

$B_i = -V_i(\partial P/\partial V_i)_T$ – изотермический модуль упругости для i-решетки.

Входящие в (3) функции P_A и $P_B = 1 - P_A$ определим как геометрические вероятности того, что точка, случайно поставленная на линию длинной $(1 - C)l_A + Cl_B$, попадет на отрезки l_A или l_B:

$$P_A = \frac{(1-C)l_A}{(1-C)l_A + Cl_B}, \qquad P_B = \frac{Cl_B}{(1-C)l_A + Cl_B}. \qquad (5)$$



С помощью формул (2)-(5) мы рассчитали зависимость параметра решетки для сплава SiGe, имеющую структуру алмаза. Входящие в формулы параметры чистых решеток при T = 300 K и P = 0 брали в виде: l_{Si} = 5.431 и l_{Ge} = 5.6575 [10^{-10} m] из [2], B_{Si} = 97.7 и B_{Ge} = 74.9 [GPa].

На **Рис. 1** показано изменение параметра решетки сплава SiGe в зависимости от концентрации Ge. Точки это экспериментальные данные из [2], которые были аппроксимированы квадратичной зависимостью вида: $l_{Experiment}/[10^{-10}\text{ m}] = 5.431 + 0.1992 \cdot C + 0.02733 \cdot C^2$. (6)

Наши расчеты при P = 0 практически совпадают с линией (11). Лежащая выше (11) пунктирная линия – это расчет по правилу Вегарда: $l_{Vegard}/[10^{-10}\text{ m}] = 5.431 + 0.2265 \cdot C$. (7)

Пунктирная линия, которая лежит ниже зависимости (6), рассчитана по методу *Fournet* из [1].

На **Рис. 2** показана зависимость величины отклонения параметра решетки от зависимости рассчитанной по правилу Вегарда (7): $\Delta l = l - l_{Vegard}$. Точки – экспериментальные данные из [2]. Сплошная кривая *1* – это разница между зависимостями (6) и (7), точечная кривая *2* – отклонение наших расчетов от зависимости (7) при P = 0, пунктирная кривая *3* – разница между зависимостью *G. Fournet* из [1] и правилом Вегарда (7), точечная кривая *4* – отклонение наших расчетов от зависимости (7) при P = 0.5 GPa. Из рис. 1 и 2 видно, что наши расчеты при P = 0 хорошо согласуются с экспериментальными данными. Отметим, что расчеты методом функционала плотности, из [3], показали плохое согласие с экспериментальными данными из [2].

Расчеты показали, что барическая зависимость функции $\Delta l(C) = l - l_{Vegard}$ в точке максимума, т.е. при C(Ge) = 0.5, аппроксимируется линейной зависимостью:

$\Delta l/[10^{-10}\text{ m}] = -0.00734 + 0.01071 \cdot P/[\text{GPa}]$. (8)

Из (8) видно, что при увеличении давления отрицательное отклонение от правила Вегарда для сплава SiGe уменьшается, и выше определенного давления (P_0 = 0.685 GPa) величина $\Delta l(C$=0.5) переходит в положительную область. Из (8) видно, что наше значение $\Delta l(C$=0.5) совпадет с экспериментальным если допустить, что экспериментально изученный сплав SiGe находился под давлением: P_s = 0.04 GPa. Но если учесть точность измерения Δl и B_i то значение P_s может быть значительно меньше.

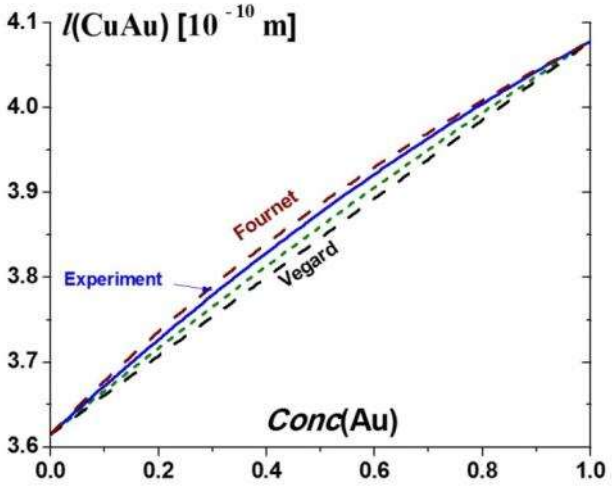
Для разупорядоченного сплава CuAu с ГЦК структурой входящие в формулы параметры чистых решеток при T = 300 K и P = 0 брали в виде: l_{Cu} = 3.6149 и l_{Au} = 4.0784 [10^{-10} m] из [4],

B_{Cu} = 133 и B_{Au} = 167 [GPa].

На **Рис. 3** показано изменение параметра решетки ГЦК сплава CuAu в зависимости от концентрации Au. Экспериментальные данные в [4] были аппроксимированы зависимостью вида:

$l = 3.6149(1 - C) + 4.0784C + 0.11984(1 - C)C.$ (9)

Данная зависимость (9) показана на рис. 3 сплошной выпуклой линией. Проходящая снизу пунктирная прямая – расчет по правилу Вегарда:



$$l_{\text{Vegard}}/[10^{-10}\text{ m}] = 3.6149 + 0.4635 \cdot C\,. \qquad (10)$$

Наши расчеты при $P = 0$ показаны точечной выпуклой кривой, лежащей между линиями (9) и (10). Проходящая сверху пунктирная кривая рассчитана по формуле *G. Fournet* из [1]. Из рис. 3 видно, что наша зависимость $l(C)$ при $P = 0$ лежит ниже экспериментальной кривой. Но наша кривая совпадет с экспериментальной если допустить, что сплав CuAu находился под давлением: $P_s = 5$ GPa. Так как разупорядоченный сплав CuAu получают путем закалки закристаллизовавшегося образца из области 900 – 1100 K, то это может привести к заметным остаточным закалочным напряжениям в изучаемом при комнатных температурах сплаве. Поэтому значение $P_s = 5$ GPa можно считать вполне реальным.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00041_а и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Литература:

1.Fournet G. // Journal de Physique et Le Radium. 1953. V. 14 № 6. P. 374–380.

2.Dismukes J.P., Ekstrom L., Paff R.J. // J. Physical Chemistry. 1964. V. 68. № 10. P. 3021–3027.

3.Pulikkotil J.J., Chroneos A., Schwingenschlögl U. // J. Appl. Phys. 2011. V. 110. № 3. P. 036105(1-5).

4.Okamoto H., Chakrabarti D.J., Laughlin D.E., Massalski T.B. // Bulletin of Alloy Phase Diagrams. 1987. V. 8. № 5. P. 454–473.

****

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ МЕТОДИКИ ЭФФЕКТИВНОГО ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Осокин В.М., Пеленев К.А., Третьяков А.А.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия
zuyko81@mail.ru, kpelenev@yandex.ru

NUMERICAL SIMULATION OF THE MECHANICAL BEHAVIOR OF COMPOSITE STRUCTURE FOR DEVELOPMENT OF A METHODOLOGY OF EFFICIENT DEFECTS IDENTIFY USING MICROFOCUS X- RADIOGRAPHY

A.N. Anoshkin, V.Yu. Zuiko, V.M. Osokin, K.A. Pelenev, A.A. Tretyakov
Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation
zuyko81@mail.ru, kpelenev@yandex.ru

The current work presents the results of numerical analysis of mechanical behavior of the "U"-shaped bulkhead segment made of carbon fiber reinforced plastic (CFRP) by the resin transfer molding technology (RTM) for development of technique of efficient identify of microdamages using microfocus X-radiography. The three-dimensional computer model of testing sample for detailed ply-by-ply stress-strain analysis was created. The numerical simulation of this problem was carried out by finite element method (FEM) with ANSYS Workbench software.

В настоящее время полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко используются для создания высоконагруженных авиационных деталей и узлов. Это обеспечивает снижение массы, повышение топливной эффективности. В отличие от ряда конструкций ракетно-космической техники, традиционно выполняемых из ПКМ, авиационные детали и узлы имеют, как правило, более сложную геометрию и технологию изготовления, они подвержены широкому спектру динамических нагрузок в течение длительного периода эксплуатации. При этом в конструкции деталей в процессе эксплуатации неизбежно накапливаются повреждения, включающие в себя расслоения, разрыв волокон, разрушение матрицы, снижение прочности и жесткости при повышенных температурах, концентрация напряжений. Таким образом, конструкции из композитных материалов должны подвергаться контролю для обнаружения малых повреждений прежде, чем они станут катастрофическими из-за возрастания их количества и соединения с другими поврежденными участками.

Одним из перспективных направлений обнаружения внутренних дефектов в настоящее время является рентгенография. Однако, ее применение для слоистых композиционных материалов не всегда эффективно, особенно если речь идет о дефектах типа расслоения. Чаще всего в подобных дефектах наблюдается эффект «схлопывания», т.е. отсутствие раскрытия после снятия нагрузки с изделия. Для обнаружения таких дефектов с помощью рентгенографии необходимо применение специальных стендов с возможностью механического воздействия на объект, интенсивность которого будет достаточна для раскрытия уже существующей трещины, но не приведет к ее дальнейшему росту.

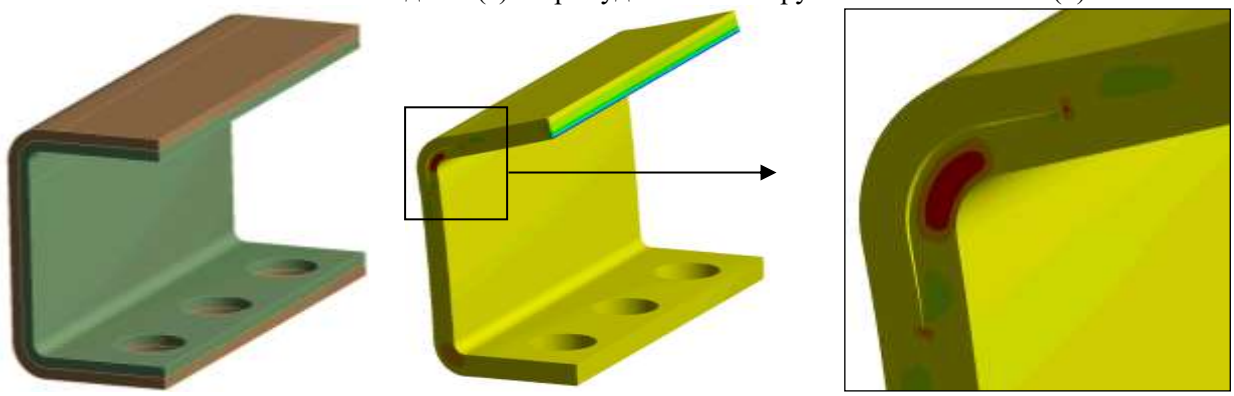
Объектом исследования в настоящей работе является конструктивно-подобный элемент кольцевого шпангоута П-образного сечения, выполненный по технологии пропитки смолой под давлением сухих слоев углеродной ткани, выложенных в специальную формообразующую оснастку. Экспериментально было показано, что такая деталь при воздействии эксплуатационных (или им подобных) нагрузок разрушается по типу расслоения в угловой зоне, без разрыва волокон слоев с сохранением несущей способности от максимальной нагрузки на уровне 30% [1]. После снятия нагрузки межслоевые трещины «смыкаются» и с трудом идентифицируются средствами неразрушающего контроля. На рис.1 представлен образец после проведения механических испытаний. Таким образом, проведение исследований по определению оптимального механического воздействия на объект с целью раскрытия возможных существующих дефектов типа расслоения для их эффективной идентификации с помощью рентгенографии является важной задачей при разработке методологии неразрушающего контроля.

Для решения поставленной задачи, разработана трехмерная компьютерная модель композитного конструктивно-подобного элемента П-образного профиля (рис.2).



а б

Рис. 1. Композитный конструктивно-подобный элемент шпангоута после механических испытаний в исходном (а) и принудительно-нагруженном состоянии (б)



а б

Рис. 2. Трехмерная компьютерная модель композитного конструктивно-подобного элемента шпангоута с расслоением в ненагруженном (а) и нагруженном состоянии (б)

Модель выполнена с явным описанием слоистой структуры и включением дефекта типа расслоение, характер и местоположение которого были получены в процессе предварительного проведения механических испытаний. Рассматривалось несколько вариантов возможного расположения дефекта по толщине слоистого пакета в зоне перегиба. Моделирование расслоений выполнялось посредством изменения параметров контактного взаимодействия на локальных участках заданных размеров.

Решение данной задачи осуществлялось методом конечных элементов (МКЭ) в пакете ANSYS Workbench. По результатам анализа напряженно-деформированного состояния проводилась оценка необходимой величины нагрузки и места ее приложения для обеспечения раскрытия трещины, достаточного для применения рентгенографического метода неразрушающего контроля. При этом необходимо одновременное выполнение нескольких условий: прикладываемая нагрузка не должна приводить как к дальнейшему росту возможной существующей трещины, так и ее образованию в случае контроля неповрежденной конструкции.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект №16-19-00155).

Лекция

1.Н.Н. Потрахов, А.Н. Аношкин, В.Ю. Зуйко, В.М. Осокин, П.В. Писарев, К.А. Пеленев. Расчетно-экспериментальная оценка прочности сегмента композитного шпангоута с применением метода in-situ рентгеновского контроля // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2017. – № 1. – С. 118–133. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.1.08

****

О СВОЙСТВАХ МОЛИБДЕНА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Ахмедов Э.Н.

Россия, ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: aen-code@yandex.ru

MOLYBDENUM PROPERTIES AT HIGH PRESSURES

E.N. Akhmedov

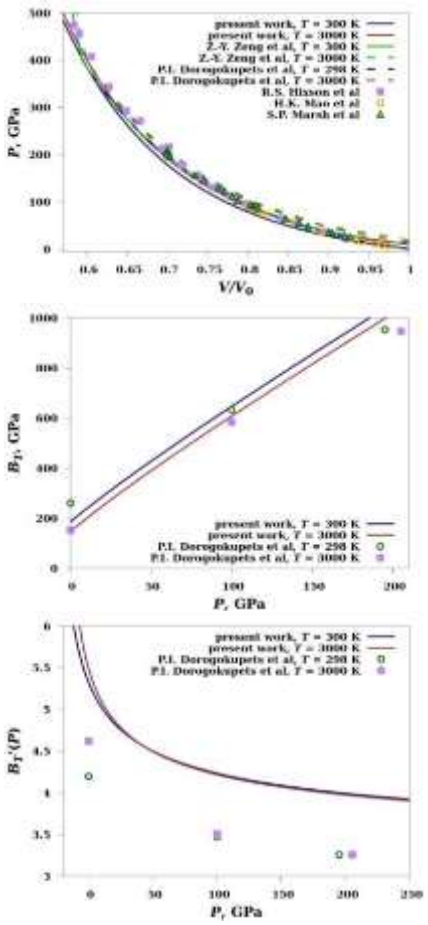
Using the model based on the pair interatomic Mie-Lennard-Jones potential, state equation and baric dependences of thermalpysic properties of BCC-Mo are calculated. Calculations performed along the 300 and 3000 K isotherms showed good agreement with the experimental data.

В настоящее время большое количество прикладных задач нуждаются в ясных аналитических зависимостях от давления термодинамических свойств. В связи с этим в данной работе сравнительно простым методом рассчитаны, как уравнение состояния, так и изменение теплофизических свойств молибдена при гидростатическом сжатии вдоль изотермы. Расчеты, показали хорошее согласие с экспериментальными данными.

Для вычислений использована модель, где парное межатомное взаимодействие описывается потенциалом Ми–Леннард–Джонса:

$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)}\left[a\left(\frac{r_o}{r}\right)^b - b\left(\frac{r_o}{r}\right)^a\right]. \qquad (1)$$

Здесь D и r_o – глубина и координата минимума потенциала, $b > a > 1$ – параметры.



Возьмем кристалл молибдена с объемно центрированной кубической (ОЦК) структурой: $k_n = 8$, $k_p = 0.6802$, где k_n – первое координационное число, k_p – коэффициент упаковки структуры.

Параметры парного межатомного потенциала Ми-Леннард-Джонса (1) для Mo, определенные по методу, описанному в [1, 2], равны (здесь k_B – постоянная Больцмана):

$r_o = 2.72 \cdot 10^{-10}$ m, $D / k_B = 19776.91$ K,

$a = 1.93$, $b = 7.68$. (2)

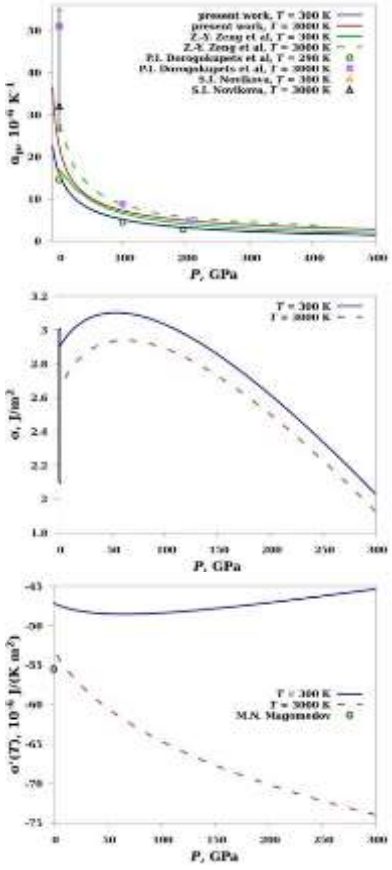
В данной работе величины b и a были скорректированы как по изотерме $T = 300$ K уравнения состояния $P(V/V_0,300\ \text{K})$, так и по коэффициенту теплового расширения $\alpha_p(P, T) = (\partial \ln V/\partial T)_P$, измеренному при $P = 0$ и $T = 300$ K: $\alpha_p(0, 300\ \text{K}) = 15.81 \cdot 10^{-6}\ \text{K}^{-1}$. Такая подгонка дала для степеней потенциала (1) ОЦК-Mo значения: $a = 4.2$, $b = 5.8$. Исходя из полученных значений параметров межатомного потенциала характеристики модели из [3, 4] при $V/V_0 = 1$ (т.е. при $P = 0$) будут равны:

$V_0 = N[\pi/(6 \cdot k_p)]r_o^3 = 9.32866$ [cm^3/mole].

На рис. 1 показаны изотермы уравнения состояния ОЦК-Mo. Линиями показаны расчётные значения данной работы и других авторов. Вычисления проводились при 300 K и 3000 K. Символами показаны экспериментальные данные. Как видно из рисунка, наши зависимости хорошо согласуются с экспериментом. На рис. 2 и 3 показаны барические зависимости для $B_T(P) = -V(\partial P/\partial V)_T$ – изотермического модуля сжатия и $B_T'(P) = (\partial B_T/\partial P)_T$ – производной B_T по давлению. Сплошные линии – наши расчётные значения для 300 и 3000 K; квадраты и точки – расчётные значения из литературы для 298 и 3000 K, соответственно. Оценки данных функций другими авторами при $P = 0$ и 300 K лежат в интервале:

$B_T(0)/[\text{GPa}] = 272.5 \div 243$, $B_T'(P)_0 = 4.2 \div 4.57$.

На рис. 4 показаны изотермы коэффициента теплового расширения (α_p) для Mo: сплошные линии – наши расчёты для 300 и 3000 K; квадраты и точки – оценки других авторов при 298 и 3000 K; треугольники – опытные данные для 300 и 3000 K из справочника [5].



Зависимость $\sigma(P, T)$ для молибдена в настоящее время мало изучена, однако она важна для изучения образования трещин при различных P-T-условиях. После получения параметров парного межатомного потенциала Ми-Леннард-Джонса и термического уравнения состояния $P(T, V/V_0)$, методом из [3, 4] были рассчитаны удельная (на единицу площади) поверхностная энергия грани (100): $\sigma(100)$, и ее изохорная производная по температуре: $\sigma'(T) = (\partial\sigma/\partial T)_V$ вдоль изотерм 300 и 3000

К. На рис. 5 показаны изотермы барической зависимости для σ(100): сплошная линия – 300 К, пунктир – 3000 К. У вертикальной оси показана область разброса значений поверхностной энергии при P = 0 [1]: σ(100) = 2.1 – 3.0 [J/m^2]. Из рис. 5 видно, что наши значения укладываются в данный интервал разброса экспериментальных данных.

На рис. 6 показаны изотермы барической зависимости σ′(T): сплошная линия – 300 К, пунктир – 3000 К. Точкой на вертикальной оси показана оценка из [1], полученная при P = 0 и температуре плавления молибдена (T_m(P=0) = 2890 К): σ′(T) = – 55.5×10 $^{-6}$ J/(K m^2), которая была рассчитана другим методом. Из рис. 6 видно, что при 300 К бариическая зависимость σ′(T) имеет минимум, а при 3000 К данная функция монотонно уменьшается с ростом давления. Это указывает на то, что при определенной температуре (T_s – лежащей между 300 и 3000 К) функция σ′(T) слабо зависит от давления. Было получено, что при $T \to 0$ K, в соответствии с третьим началом термодинамики, имеем: σ′(T) → – 0 K, что указывает на корректность наших расчетов.

Показано, что для молибдена при $P \to \infty$ функция B_T(P) возрастает по линейной зависимости, а функция α_p(P) убывает, стремясь к постоянному значению. Поэтому при $P \to \infty$ должно выполняться: B_T'(P) → const > 0, а функция α_p'(P) должна стремится к нулю из отрицательной области значений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00041_а и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Список цитируемой литературы

1.Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.

2.Магомедов М.Н. // Теплофизика Высоких Температур, 2006, Т. 44, № 4, с. 518 – 533.

3.Магомедов М.Н. // Журнал Технической Физики, 2015, Т. 85, № 11, с. 48 – 54.

4.Магомедов М.Н. // Журнал Технической Физики, 2017, Т. 86, № 4, с. 549 – 556.

5.Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел. М.: Наука.1974. 294 с.

****

ИЗМЕНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ БАРИЧЕСКОМ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ МОЛИБДЕНА

Ахмедов Э.Н.

Россия, ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН,
e-mail: aen-code@yandex.ru

CHANGE OF THE SURFACE ENERGY AT BARICICAL NANOSTRUCTURING OF MOLYBDENUM

E.N. Akhmedov

Based on the nanocrystal model in the form of a rectangular parallelepiped (RP model), the equation of state

has been calculated both for macrocrystal and nanocrystal of bcc-Mo. It is shown that at low pressures nanocrystal is stretched and at high pressures is compressed by the surface pressure, arising due to the decrease of the size of a nanocrystal. The isothermal-isobaric dependences of the surface energy and the distance between the centers of the nearest atoms on the size of the bcc-Mo nanocrystal are calculated.

Пусть энергия парного взаимодействия атомов описывается потенциалом Ми-Леннард-Джонса:

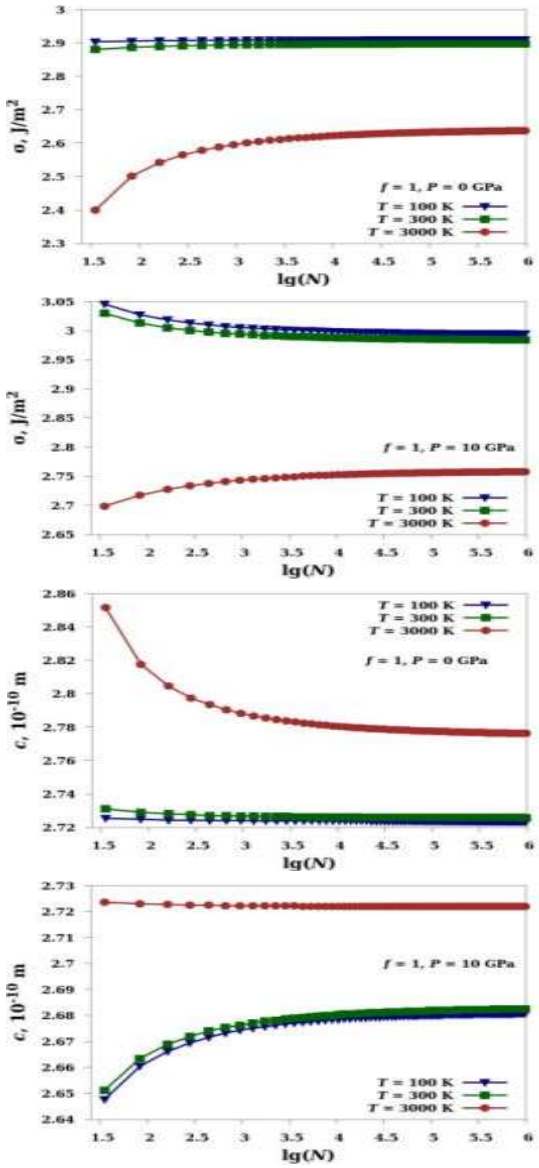
$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)}\left[a\left(\frac{r_o}{r}\right)^b - b\left(\frac{r_o}{r}\right)^a\right],$$

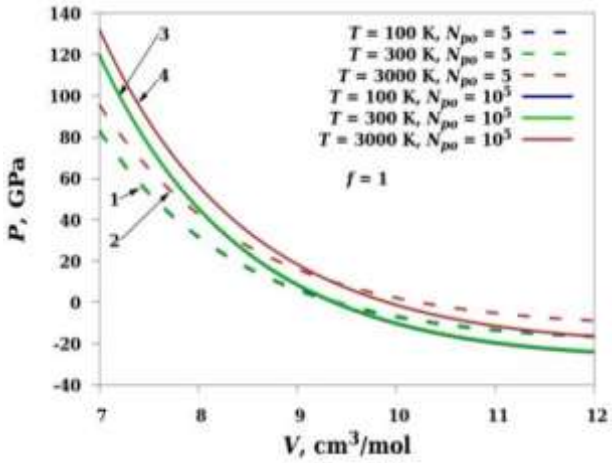
где D и r_o – глубина и координата минимума потенциала, b > a ≥ 1 – численные параметры. Тогда, в рамках модели нанокристалла в виде прямоугольного параллелепипеда с квадратным основанием (названной RP-моделью) [1], выражение для удельная (на атом) свободной энергии Гельмгольца (при использовании приближения «взаимодействия только ближайших соседей», и колебательного спектра одноатомного кристалла по модели Эйнштейна) будет иметь вид:

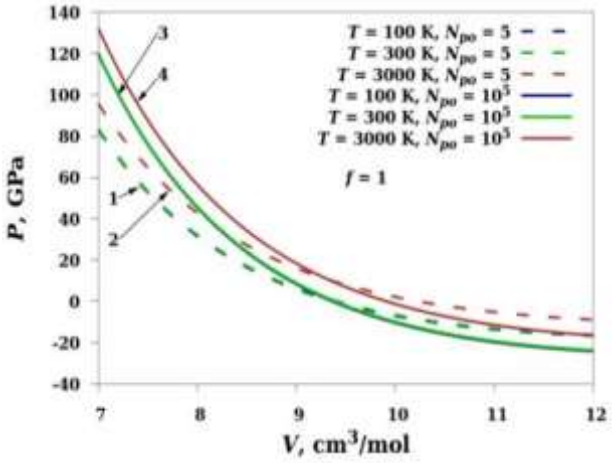
$$f_E = k_B\left(\frac{k_n}{2}\right)\left(\frac{D}{k_B}\right)\cdot U(R) + 3k_B\Theta_E\left\{\left(\frac{1}{2}\right)+\left(\frac{T}{\Theta_E}\right)\ln\left[1-\exp\left(-\frac{\Theta_E}{T}\right)\right]\right\}+\sigma\frac{\Sigma}{N},\ U(R)=\frac{aR^b-bR^a}{b-a}\ . \qquad (1)$$

где k_B – постоянная Больцмана, T – температура, Θ_E – это температура Эйнштейна, которая связана с температурой Дебая: $\Theta = (4/3)\Theta_E$ [2], $R = r_o/c$ – линейная относительная плотность кристалла, $c = [6k_pV/(\pi N)]^{1/3}$ – среднее (по объему V нанокристалла из N атомов) расстояние между центрами ближайших атомов, σ – удельная (на единицу площади) поверхностная энергия [3], k_n – среднее первое координационное число, которое в рамках RP-модели описывается выражением [1, 3]:

$$k_n = k_n(\infty)\left[1-Z_s(f)\left(\frac{\alpha^2}{N}\right)^{1/3}\right], \qquad Z_s(f)=\frac{2f+1}{3f^{2/3}}, \qquad (2)$$







где $k_n(\infty) = k_n(N = \infty)$ – координационное число для макрокристалла, $\alpha = \pi/(6k_p)$, k_p – коэффициент упаковки, $\Sigma/N = 6\ c^2\ (\alpha^4/N)^{1/3}\ Z_s(f)$ – удельная (на атом) площадь поверхности, f – параметр формы.

Уравнение состояния нанокристалла из N атомов рассчитывалось путем численного дифференцирования:

$$P = -\left(\frac{\partial f_E}{\partial(V/N)}\right)_T\ . \qquad (3)$$

Общее число атомов кристалла определяется из N_{po} – числа атомов на ребре основания параллелепипеда и параметра формы: $N = f\, N_{po}^3/\alpha$.

Для расчетов был взят кристалл молибдена с ОЦК структурой: $k_n = 8$, $k_p = 0.6802$. Параметры парного межатомного потенциала Ми-Леннард-Джонса (1) для Mo, были определены нами в [4]:

$r_o = 2.72\cdot10^{-10}$ m, $D / k_B = 19776.91$ K, $a = 4.2$, $b = 5.8$.

На рис. 1 показано уравнение состояния P(V, T) ОЦК-Mo для нано- и макро-кристалла кубической формы (т.е. f = 1). Пунктирные линии – расчёты для нанокристалла с $N_{po} = 5$ (т.е. N = 162), сплошные линии – расчёты для макрокристалла с $N_{po} = 10^5$ (т.е. $N = 10^{15}$). На рис. 1 изотермы для 100 и 300 K сливаются в одну линию (сплошная линия 3 для $N_{po} = 10^5$, и пунктирная линия 1 для $N_{po} = 5$). Линии 2 и 4 это изотермы для 3000 K при $N_{po} = 5$ и $N_{po} = 10^5$. Уменьшение роста давления при переходе от макро- к нано-кристаллу указывает на уменьшение модуля упругости: $B_T = -V(\partial P/\partial V)_T$, с уменьшением размера, как это и было показано другими методами в [5]. Как видно из рис. 1, изотермы для макро и нано кристаллов пересекаются в точках: для T = 100 (V = 9.34643 cm^3/mol, P = 0.408 GPa), для T = 300 (V = 9.33764 cm^3/mol, P = 1.044 GPa), T = 3000 (V = 9.32979 cm^3/mol, P = 10.409 GPa). В этих точках поверхностное давление ($P_{sf} = P_{macro} - P_{nano}$) становится равным нулю: $P_{sf} = 0$.

Зная уравнение состояния, можно рассчитать размерные зависимости различных свойств вдоль не только изотермы, но вдоль различных изобар. На рис. 2 и 3 представлены изотермо-изобарические зависимости поверхностной энергии грани (100) (в J/m^2) от N для P = 0 (рис. 2) и P = 10 GPa (рис. 3). Как видно из рис. 2 и 3, если при P = 0 величина σ убывает с уменьшением N, то при P = 10 GPa, функция σ(N) при низких температурах возрастает при уменьшении N. Это связано с тем, что (как видно из рис. 1) при P = 0 поверхностное давление отрицательное, т.е. нанокристалл здесь растянут. А при P = 10 GPa поверхностное давление, возникающее при фрагментации кристалла уже положительное, что обуславливает сжатие нанокристалла с уменьшением размера.

На рис. 4 и 5 представлены изотермо-изобарические зависимости среднего расстояния между центрами ближайших атомов (в 10^{-10} m) от N для P = 0 (рис. 4) и P = 10 GPa (рис. 5). Из них ясно видно, что при P = 0 (рис. 4) величина c возрастает при уменьшении N тем заметнее, чем выше температура. А при P = 10 GPa (рис. 5) c уменьшается при уменьшении N тем заметнее, чем ниже температура. Поэтому при барической фрагментации кристалла при высоких давлениях поверхностное давление еще более поджимает наноструктурированные домены, что и делает дисперсную среду пластичной подобно жидкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00041_а и Программы Президиума РАН (программа № I.11П(1)).

Список цитируемой литературы

1.Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.

2.Магомедов М.Н. // Физика Твердого Тела, 2003, Т. 45, № 1, С. 33 – 36.

3.Магомедов М.Н. // Поверхность. Рентген., синхротр., и нейтрон. исслед. 2012. № 5. С. 59 – 71.

4.Ахмедов Э.Н. // 19-й Междунар. симп. «Упоряд. в минер. и сплав.» 2016, Вып. 19, Т. 1, С. 25 – 28.

5.Магомедов М.Н. // Российские Нанотехнологии, 2015, Т. 10, № 1-2, С. 76 – 83.

****

УЧЕТ ДИНАМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИСПЫТАНИЯ НА ВЗРЫВНОЕ ВЫПУЧИВАНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Глибенко О.В., Артемьев Д.М., Ильин А.В.

Россия, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», e-mail: npk3@crism.ru

ACCOUNTING FOR DYNAMIC EFFECTS WHEN FINITE ELEMENT MODELING OF EXPLOSIVE BULGE TEST OF HIGH STRENGTH STEEL SPECIMENS

Glibenko O.V., Artemiev D.M., Ilyin A.V.

Russia, NRC Kurchatov Institute – CRISM Prometey, e-mail: npk3@crism.ru

Explosive bulge test (EBT) method is shortly described. The finite element model of EBT, which includes dynamic effects of material behavior, is developed. Verification based on experimental data is performed.

Динамические испытания относятся к высокоскоростным методам нагружения материалов со скоростью до 10^3 $с^{-1}$. Испытания осуществляются путем импульсного нагружения образцов-пластин на матричном основании посредством неконтактного взрыва в водной среде. Для проведения испытаний собирается конструкция, показанная на рис. 1. Целью испытаний является оценка деформационной способности образцов в условиях нагружения, максимально приближенных к эксплуатационным.

Основными параметрами, определяемыми в ходе постановки опытов, являются величины радиальных компонент деформаций и прогиба образца. При этом тангенциальная деформация оценивается только методом пересчета. Полученные таким образом величины деформации могут быть использованы лишь как сравнительные величины при однотипных испытаниях и не несут информации относительно действительной величины критических деформаций.

Компьютерное моделирование методом конечных элементов позволяет проводить комплексную оценку напряженно-деформированного состояния образца после испытания.

Целью данной работы был подбор расчетной модели, позволяющей смоделировать напряженно-деформированное состояние при динамических испытаниях. Верификация модели проводилась по имеющимся экспериментальным данным.

На первом этапе была решена статическая задача в программном комплексе ANSYS Mechanical по деформированию щита. Задача решалась в осесимметричной постановке с использованием модели билинейного изотропного упрочнения материала. Нагрузка в виде давления подбиралась таким образом, чтобы остаточный прогиб в центре (после снятия внешней нагрузки, а, следовательно, и упругих деформаций) был равен экспериментально полученному.

На втором этапе был решен ряд задач с учетом динамических эффектов при деформировании щита. Проводилось сравнение моделей динамического деформирования материала Джонсона-Кука и Коупера-Саймондса [1, 2]. Нагрузка задавалась моделированием детонации взрывного вещества, для этого решалась связанная задача в Лагранжево-Эйлеровой постановке (Multi Material Arbitrary Lagrangian Eulerian).

В результате данной работы было установлено, что использование модели Джонсона-Кука дает лучшее совпадение с экспериментальными данными при моделировании динамичеких испытаний, были подобраны константы модели. Сравнение «статической» и «динамической» моделей позволило оценить вклад динамических эффектов в распределение деформаций материала покомпонентно.

По результатам моделирования динамического деформирования была оценена скорость деформации металла при взрывном нагружении.

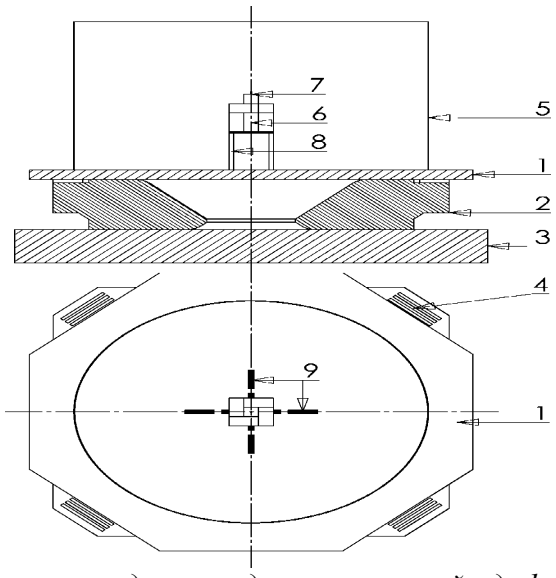


Рисунок 1. – Схема конструкции для проведения испытаний, где 1 – образец; 2 матричное основание; 3 – стальная плита; 4 – уступы в матричном основании для центровки образца; 5 – емкость для воды (бочка); 6 – заряд взрывчатого вещества; 7 – детонатор; 8 – рейки, обеспечивающие необходимое возвышение заряда взрывчатого вещества над образцом; 9 – осевые линии для центровки образца.

Литература

1.Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics, 1983.

2.Cowper G.R. and Symonds P.S. Strain hardening and strain rate effects in impact loading of cantilever beams. Brown university, Applied mathematics report, 1958.

****

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ПАН-ТЖ МЕТОДАМИ РЕГРЕССИОННОГО АНАЛИЗА

Зубова Н.Г., Барановская Л.В.

Россия, Балаковский инженерно-технологический институт — филиал Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ»,

Zubova_APTECH@mail.ru, baranovskaial@mail.ru

STUDY OF OPERATIONAL PROPERTIES OF POLYMERIC MATERIALS BASED ON MODIFIED PAN-TJ BY REGRESSION ANALYSIS METHODS

Zubova N.G., Baranovskaya L.V.

Methods regression analysis is used to study the operational properties of composites based on epoxy resin and modified acrylic technical flagellum. The positive impact of organosilane modifiers the performance properties of composites based on modified polyacrylonitrile flagella.

На современном этапе наблюдается интенсивное развитие полимерных композиционных материалов (ПКМ), армированных разнообразными волокнистыми наполнителями. ПКМ обладают комплексом характеристик, которые при умелом их использовании обеспечивают эффективные эксплуатационные свойства изделий и рентабельность их производства [1].

Целью работы является исследование и математическое описание методами регрессионного анализа эксплуатационных свойств композитов на основе эпоксидной смолы (ЭД-20), отверждающейся полиэтиленполиамином (ПЭПА) и полиакрилонитрильного технического жгутика (ПАН-ТЖ), модифицированного органосиланами: 3-аминопропилтриэтоксисилан (АГМ-9), 3-глицидоксипропилтриметоксисилан (А-187), 3-метакрилоксипропилтриметоксисилан (А-174).

Таблица 1. Эксплуатационные свойства исследуемых ПКМ

Разрушающее напряжение при растяжении, МПа			
Состав композита	Концентрация модификатора, %		
	0 %	2 %	5 %
ЭД-20+ПАН-ТЖ+АГМ-9	77; 84; 81; 79; 83	74; 86; 80; 76; 83	88; 80; 92; 94; 84
ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-187		70; 83; 85; 72; 76	60; 58; 62; 55; 57
ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-174		85; 80; 93; 94; 96	76; 73; 86; 81; 85
Разрушающее напряжение при сжатии, МПа			
ЭД-20+ПАН-ТЖ+АГМ-9	70; 64; 60; 61; 72	70; 74; 88; 85; 79	80; 91; 85; 78; 87
ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-187		60; 59; 76; 63; 71	75; 74; 85; 81; 86
ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-174		71; 65; 78; 69; 66	78; 82; 81; 76; 84

В таблице 1 приведены результаты измерений разрушающих напряжений при растяжении и сжатии композитов на основе модифицированного ПАН-ТЖ при концентрации органосиланов в растворе 2 и 5%. При каждой концентрации модификаторов в ванне измерения проводились по пять раз (таблица 1).

На основании представленных данных строится зависимость между концентрацией модификатора АГМ-9 в композите ЭД-20+ПАН-ТЖ+АГМ-9 и разрушающим напряжением при растяжении. Регрессионный анализ этой зависимости проводится в несколько этапов [2].

На первом этапе оценивалась однородность дисперсий экспериментальных значений напряжения. Так как число измерений свойств композитов при каждой концентрации модификатора в растворе одинаково ($n=5$), то применяются критерия Кокрена. Определяем $G_{эксп}$ по следующей формуле

$$G_{эксп}=s^2_{max}(y)\Big/\sum_{i=1}^{3}s_i^2,$$

где $s^2(y)=\frac{1}{n-1}\sum_{j=1}^{5}(y_{ij}-\bar{y}_i)^2$ - дисперсии экспериментальных значений напряжения, $s^2_{max}(y)$ - максимальная из дисперсий, $\bar{y}_i$ - средние значения напряжений при различных концентрациях, y_{ij} - экспериментальные значения напряжений.

Следовательно $G_{эксп}=\frac{38}{62}=0{,}613$.

Уровень значимости $\beta=0.05$. Значение табличной функции $G_{табл}(0{,}05;3;4)=0{,}7679$.

Поскольку $G_{эксп}<G_{табл}$, то гипотезу об однородности дисперсий следует принять с 5%-ным уровнем значимости.

Сводная дисперсия равна:

$$s^2(y)=\frac{\sum_{i=1}^{3}\sum_{j=1}^{5}(y_{ij}-\bar{y}_i)^2}{k(n-1)}=27$$

и имеет $f=k(n-1)=12$ степеней свободы.

Полученный результат дает возможность применить схему регрессионного анализа при однородности дисперсий ординат функций.

На втором этапе определялись параметры прямой регрессии $Y=a+bx$ по формулам:

$$a=\frac{1}{3}\sum_{i=1}^{3}\bar{y}_i=82,\quad b=\sum_{i=1}^{3}\bar{y}_i x_i\Big/\sum_{i=1}^{3}x_i^2=1{,}3,\quad a+bx=79,$$

где $x=\frac{1}{3}(0{,}05+0{,}02+0{,}05)=0{,}09$ - среднее значение концентраций, выраженных в долях от 1.

Искомое уравнение прямой регрессии разрушающего напряжения растяжения от концентрации модификатора АГМ-9 в композите ЭД-20+ПАН-ТЖ+АГМ-9 будет $y=79.33+145.79x$.

На третьем этапе регрессионного анализа дается оценка гипотезы линейности. Находится выборочная дисперсия $S_{ad}^2=\frac{1}{n-2}\sum_{i=1}^{n}(y_i-\hat{y}_i)^2$, число степеней свободы которой $f_2=k-2=4$. Составляется дисперсионное соотношение Фишера $F_{эксп}=S_{ad}^2/S_0^2=20$. Выбирается уровень значимости $\beta=0.05$ и находится значение табличной функции $F_{\beta}(f_1,f_2)=9.24$. Таким образом, из неравенства $F_{эксп}=20>9.24$ вытекает, что гипотеза линейности может быть принята с 5%-ным уровнем значимости.

Остальные уравнения прямых регрессий представлены в таблице 2.

Таблица 2. Уравнения прямых регрессий разрушающего напряжения при растяжении и сжатии от концентрации модификаторов в композитах

Состав композита	Уравнение для разрушающего напряжения при растяжении	Уравнение для разрушающего напряжения при сжатии
ЭД-20+ПАН-ТЖ+АГМ-9	$y=79.33+145.79x$	$y=67.87+359.47x$
ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-187	$y=82.92-462.11x$	$y=63.22+310.53x$
ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-174	$y=84.37-35.79x$	$y=64.8+300x$

По результатам исследования видно, что эксплуатационные свойства композита ЭД-20+ПАН-ТЖ+АГМ-9 улучшаются при увеличении концентрации модификатора АГМ-9 до 5%. Эксплуатационные свойства композитов ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-187 и ЭД-20+ПАН-ТЖ+А-174 улучшаются в отношении сжатия и ухудшаются в отношении их растяжения.

Литература:

1. Крыжановский, В.К. Технические свойства полимерных материалов: Уч.-справ. пос. / В.К. Крыжановский, В.В. Бурлов, А.Д. Паниматченко, Ю.В. Крыжановская. – СПб: Профессия, 2007. – 240 с.

2. Спиридонов В.П. Математическая обработка физико-химических данных / В.П. Спиридонов, А.А. Лопаткин. – М.: Изд-во МГУ, 1970. – 222 с.

****

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОГО ЗОНДИРОВАНИЯ ПРИ КОНТРОЛЕ СТЕПЕНИ НАВОДОРАЖИВАНИЯ СТАЛИ 13ХФА.

Гончар А.В., Иляхинский А.В., Родюшкин В.М.

ИПМ РАН, г.Нижний Новгород, Россия, *ilyahinsky-aleks@bk.ru*

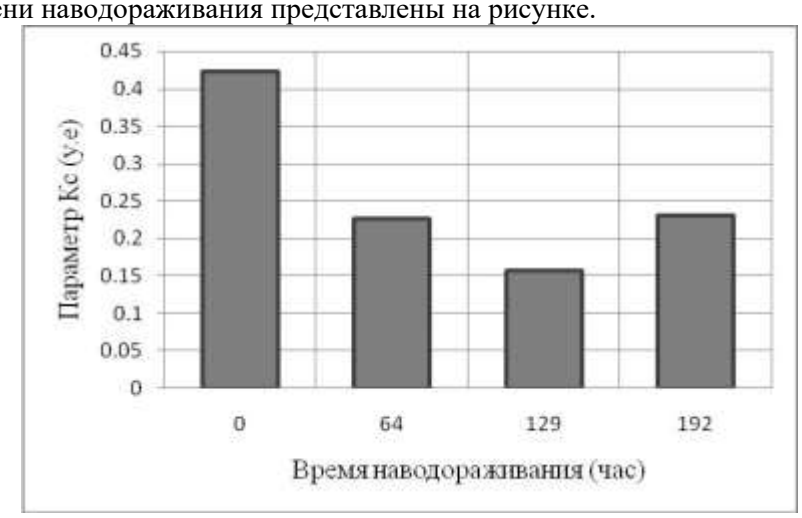
Работа посвящена поиску метода ультразвуковой диагностики для контроля степени накопления микроповреждений в металле до образования макродефектов и зарождения трещин. В основу метода заложен принцип анализа формы зондирующего импульса.

Анализа формы зондирующего импульса представляет собой процедуру обращения наблюдаемого спектра зондирующего импульса в распределение по амплитуде и получение на основе этого обращения параметров априори выбранной статистической модели распределения Дирихле [1]. Отражением изменения спектра зондирующего импульса упругой волны выступает изменение значения знака внешней энтропии распределения Дирихле, характеризующие в терминах модели степень самоорганизации (информационную структуру) зондирующего сигнала

Предлагаемым методом были исследованы образцы материала 13ХФА, подвергнутого наводораживанию в среде сероводорода в течении 64, 96 и 192 часов. Для измерения акустических параметров использовалась портативная акустическая установка, состоящая из генератора зондирующих сигналов, высокочастотного усилителя, цифрового осциллографа PC SCOPE 1000VS и

ПК. Используемый метод – эхо-импульсный. Применялся высокочувствительный ультразвуковой пьезоэлектрический преобразователь A110 Olympus продольных упругих волн центральной частотой 5 МГц.

Результаты оценки информационной структуры спектра зондирующего импульса в зависимости от времени наводораживания представлены на рисунке.



Как видно из приведенного рисунка, изменение времени наводораживания приводит к изменению информационной структуры спектра. При этом следует отметить, что авторы не ставили своей целью в данном докладе исследовать влияние водорода на изменение структуры металла – растворителя, а учитывая дискуссионный характер этой проблемы [2], ограничились только тем, что показали возможность использования информационно-статистического подхода при контроле степени наводораживания методом акустического зондирования.

Литература

1. Иляхинский, А.В. Распределение Дирихле в задаче оценки состояния металла методом акустического зондирования / А.В. Иляхинский, В.М.Родюшкин // Дефектоскопия. 2015, №7. С.13-17.

2. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых расплавов. –М.: Металлургия. –1982. –230 с.

****

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСКАТКИ ЗАГОТОВКИ В ГЛАДКИХ ВАЛКАХ ПОСЛЕ ГЕЛИКОИДАЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ПРОГРАММЕ DEFORM-3D

Карелин Ф.Р., Юсупов В.С., Карелин Р.Д., Акопян К.Э., Лазаренко Г.Ю.
ИМЕТ РАН, Москва, Россия,
KarelinFR@yandex.ru

MODELING OF ROLING ON SMOTH BARREL AFTER HELICOIDAL ROLLING IN DEFORM-3D

Karelin F.R., Yusupov V.S., Karelin R.D., Akopyan K.E., Lazarenko G. Yu.

Annotation.

In this study, mathematical model of rolling on smoth barrel after helicoidal rolling were built. Obtained results defined that helicoidal rolling provides additional melting of cast macrostructure due to appearance of macroshear deformation. It leads to the increase of technological plasticity and decrease the energy-power parameters of longitudinal rolling. These effects enable deformation of hard-rolled materials without crack formation. Also it leads to the reduction of transverse anisotropy.

Известно, что пластическая деформация с высокими степенями обжатий приводит к улучшению физико-механических свойств материала [1]. Однако, встречаются случаи, когда степень деформации при прокатке является недостаточной для полной проработки структуры, особенно толстолистовой металлопродукции. Кроме того, после прокатки существуют такие проблемы, как

текстурированность структуры и естественно, неизбежная анизотропия свойств, а так же строчечность неметаллических включений, которая является концентратором напряжений. С целью увеличения проработки структуры и устранения вышеуказанных недостатков наиболее перспективными являются процессы, обеспечивающие протекание в заготовке макросдвиговой деформации [2]. Для этого разрабатываются различные процессы, мультиосевой ковки, прокатки, гибки, с надлежащей профилировкой деформирующего инструмента [3].

При прокатке перспективным, как с точки зрения деформационных и энергосиловых характеристик, так и технологичности, является прокатка в геликоидальных валках, предложенная в работе [4]. Ранее полученные теоретические и экспериментальные результаты подтверждают как лучшую проработку структуры, так и снижение энергосиловых параметров прокатки [3].

Следует отметить, что для процесса деформации с использованием геликоидальных валков обязательным условием является последующая раскатка полученной рифленой заготовки в гладких валках с целью придания ей не только фактуры листа, но и дополнительного улучшения физико-механических свойств, за счет сглаживания выступов путем прокатки в гладких валках.

Напряженно-деформированное состояние и энергосиловые параметры, а также оценку пластичности материала в целом при раскатке исследовали с помощью построения математической модели процесса в программе DEFORM-3D.

На основе конечно-элементного моделирования была проанализирована раскатка рифленой поверхности, полученной после предварительной прокатки в геликоидальных валках с глубиной внедрения клина геликоида равной 2, 2.5 и 3 мм, до практически гладкого состояния. Для сравнения провели моделирование прокатки плоского образца только в гладких валках.

Исходя из полученных результатов было установлено, что глубина внедрения выступа геликоида оказывает существенное влияние на усилие деформации и крутящий момент при раскатке. С увеличением глубины внедрения клина в поверхность заготовки, площадь контакта заготовки с валками уменьшается, что приводит к снижению усилия деформации. Крутящий момент изменяется по мере сглаживания рельефа на поверхности заготовки.

Благодаря использованию целенаправленной неравномерной деформации, в заготовке можно создать зоны с повышенными прочностными свойствами при относительно небольшом снижении пластических свойств материала. Причем прокатка рифленой поверхности практически до гладкого состояния по сравнению с прокаткой гладкого образца, во-первых, требует меньших усилий (меньших энергозатрат), во-вторых, происходит увеличение прочностных свойств на 30 - 75 % при сохранении пластических свойств материала в целом.

Список литературы

1. Тюрин В. А. Дополнительные макросдвиги при пластической деформации слитков, непрерывно литых и прокатанных заготовок // Сб. тр. международной конференции «Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке». М. 1994. т. 4 с. 33-35.

2. Тюрин В.А. Инновационные технологии ковки с применением макросдвигов // Кузнечно-штамповочное производство. М. 2007. № 11. с. 15-20.

3. Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С., Губанова Н.В., Портная З.Н. Интенсивность напряжений и деформации при прокатке в геликоидальных валках. Сборник материалов третьей международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». М. ИМЕТ РАН. 2009. ч.1. с.273.

4. Патент № 2407605, МПК B21B 27/02. Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С., Трайно А.И., Губанова Н.В., «Геликоидальный прокатный валок», заявка №2009133585 от 09.09.2009г., положительное решение о выдаче патента от 22.06.2010.

****

MODELLING OF CRACK GROWTH PROCESS UNDER MIXED – MODE LOADING BY LINEAR FRACTURE MECAHNICS APPROACH AND MOLECULAR DYNAMICS METHOD

Stepanova L.V.
Russia, Samara University, stepanovalv@samsu.ru

Abstract. Atomistic simulations of the central crack growth process in an infinite plane medium under mixed-mode loading using Large-scale Molecular Massively Parallel Simulator (LAMMPS), a classical molecular dynamics code, are performed. The inter-atomic potential used in this investigation is Embedded Atom Method (EAM) potential. The plane specimens with initial central crack were subjected to Mixed-Mode loadings. The simulation cell contains 400000 atoms. The crack propagation direction angles under different values of the mixity parameter in a wide range of values from pure tensile loading to pure shear loading in a wide diapason of temperatures are obtained and analyzed. It is shown that the crack propagation direction angles obtained by molecular dynamics method coincide with the crack propagation direction angles given by the multi-parameter fracture criteria based on the strain energy density and the multi-parameter description of the crack-tip fields. The multi-parameter fracture criteria are based on the multi-parameter stress field description taking into account the higher order terms of the Williams series expansion of the crack tip fields.

Introduction

One of the fundamental ideas in the fracture assessment of brittle fracture is the local mode I concept [1]. The proposal of mode I dominance was suggested when dealing with cracked plates under plane loading and transverse shear, where the crack grows in the direction almost perpendicular to the maximum tangential stress (MTS) in radial direction from its tip [1]. This theory is one of the widely used theories for mixed mode crack growth [2-6]. In more detail the criterion states that the crack propagation starts along the direction on which the tangential stress becomes maximum. For the calculation of the tangential stress a critical distance from the crack tip must be introduced. But the question is what one can use as a critical distance from the crack tip? To overcome this difficulty the concept of a core region surrounding the crack tip has been proposed by Sih [2]. The idea is the continuum mechanics solution, as well as experimental measurements, stop at some distance from the crack tip. The distance serves as a scale size of analysis at the continuum level. Together with the MTS criterion the strain energy density (SED) has been used to formulate failure criteria for materials exhibiting both ductile and brittle behavior. Dealing with the strain energy concept it is worth to note that it is necessary to introduce the radius of "core region" surrounding the crack tip [1,2]. The key idea is that the continuum mechanics stops short at a distance from the crack tip. The strain energy density factor (S) was defined as a product of the strain energy density by a critical distance from the point of singularity. Nowadays one can estimate the crack propagation direction angle using molecular dynamics simulation. Molecular dynamics (MD) is a powerful tool in characterizing the inception and evolution of plastic deformation and associated fracture mechanism at the atomic scale.

Methods of Crack Growth Simulation

There are several methods of simulating crack behavior, including conventional fracture mechanics analysis [1-6]. Focus of this article is comparison of molecular dynamics and continuum fracture mechanic approach.

Continuum fracture mechanics approach

The multi-parameter fracture mechanics concept consists in the idea that the crack-tip stress field is described by means of the Williams series expansion including higher order terms. In this work the central crack in an infinite plane medium is considered. Since all the coefficients in the Williams asymptotic series expansion for the geometry considered are known it is possible to estimate the crack propagation direction angle by means of the multi-parameter fracture mechanics concept. In this paper two fracture criteria were chosen for the estimation of the initial crack growth direction: maximum tangential stress (MTS) criterion and strain energy density (SED) criterion. In this work, the multi-parameter form of the MTS criterion is tested while considering various numbers of the initial terms of the Williams expansion. Therefore, the tangential stress has to be expressed via the power series and then its maximum is sought numerically. The results obtained by the MTS criterion are discussed. It is shown that as the distance from the crack tip increases the difference between results given by the one-parameter fracture criterion and the multi-parameter fracture criterion enhances. The minimum strain energy density criterion states that a crack will grow in the direction where the strain energy density reaches its minimum. The Williams series expansion is used for approximation of the stress tensor components and the minimum is sought through numerical

methods. The relevant quantities are expressed by means of the Williams series expansion considering both various terms numbers in Williams series expansion and various distances from the crack tip.

Atomistic modelling for mixed-mode loading of the plane medium with the central crack

Face-centered cubic (FCC) materials such as Cu are broadly used in various industries as structural materials. Thus, in order to improve safety and reliability it is crucial to understand how such materials fail. It is unsuitable to analyze fracture at the atomic scale by a conventional continuum mechanics-based approach. Atomistic scale modeling and simulation are required. Molecular dynamics is one of the most widely used numerical simulation techniques for investigating the fracture behavior of materials at the atomic scale. In this paper to model copper plate under mixed loading we used large-scale atomic/molecular massively parallel simulator (LAMMPS) in combination with embedded atom method (EAM). EAM potentials are widely used in variety of different simulations, focusing mainly on mechanical properties. Molecular dynamics simulations were performed with the plate with the central crack in Cu single crystal to investigate the governing deformation mechanisms at the crack tip under mixed-mode (Mode I and Mode II) loadings in a full range of the mixity parameter. Total number of atoms in the cell is 300000. When minimum energy state is achieved, we apply mixed strain. During all 50000 steps of simulation, we collect data of the state of all atoms in the cell. Results are shown in figure 1, color coding is obtained by OVITO tool. Brighter colors correspond to higher stress.

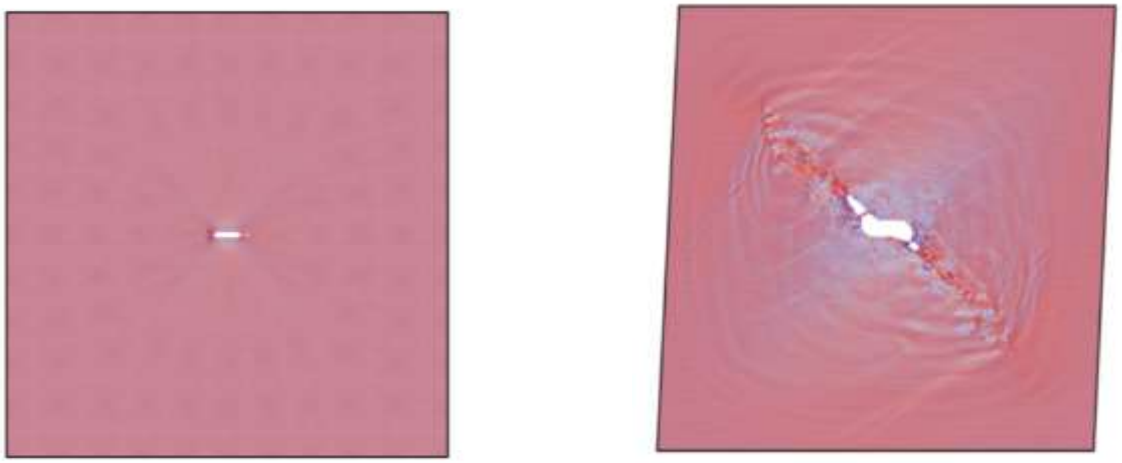


Figure 1. Copper plate just arter energy minimization and after 25 ps with stress tensor component

Conclusions

The paper is aimed at the application of the different approaches for the determination of the initial crack propagation angle. The crack propagation angle is obtained by 1) the multi-parameter fracture mechanics approach based on two fracture mechanics criteria, MTS and SED; 2) atomistic modeling for the mixed-mode loading of the plane medium with the central crack. It is shown that the initial crack propagation angles given by the both approaches are very close especially for the case when the higher order terms in the Williams series expansion are kept. One can conclude either that considerable efforts still remain while modeling the mechanical behavior of crystalline materials with empirical potential in the framework of MD simulations. One can conclude that it is crucial and natural to develop multiscale methods. Thus the combination of the continuum mechanics approach and the atomistic simulation allows us to get deeper understanding and realistic description of the crack growth behaviour and deformation process.

References

Berto, F.,Lazzarin, P., 2014. Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches. Materials Science and Engineering R, 75, 1-48.

Sih, G.C., 1973. A Special Theory of Crack Propagation: Methods of Analysis and Solutions of Crack Problems. In: Mechanics of Fracture. Noordhoff: International Publishing, Leiden, pp. 21-45.

Hello, G., Tahar, M.B., Roelandt, J.-M., 2012. Analytical determination of coefficients in crack-tip stress expansions for a finite crack in an infinite plane medium. International Journal of Solids and Structures 49, 556-566.

Stepanova, L., Roslyakov P., 2016. Multi-parameter description of the crack-tip stress field: Analytic determination of coefficients of crack-tip stress expansions in the vicinity of the crack tips of two finite cracks in an infinite plane medium. International Journal of Solids and Structures 100-101, 11-28.

Stepanova, L.V., Yakovleva, E.M., 2014. Mixed-mode loading of the cracked plate under plane stress conditions. PNRPU Mechanics Bulletin 3, 129-162.

Stepanova, L.V., Adylina, E.M., 2014. Stress-strain state in the vicinity of a crack tip under mixed loading. Journal of Applied Mechanics and Technical Physics 55(5), 885-895.

****

ВЛИЯНИЕ ВЫСШИХ ПРИБЛИЖЕНИЙ В АСИМПТОТИЧЕСКОМ РАЗЛОЖЕНИИ М. УИЛЬЯМСА ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ НА ОПИСАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ

Степанова Л.В.

Россия, Самарский университет, stepanovalv@samsu.ru

Abstract. The paper is devoted to the multi-parameter asymptotic description of the stress field near the crack tip of a finite crack in an infinite isotropic elastic plane medium subject to 1) tensile stress; 2) in-plane shear; 3) mixed mode loading for a wide range of mode-mixity situations (Mode I and Mode II). The multi-parameter series expansion of stress tensor components containing the higher order terms is obtained. All the coefficients of the multi-parameter series expansion of the stress field are given. The main focus is on the discussion of the influence of considering the higher-order terms of the Williams expansion. Analysis of the higher order terms in the stress field is performed. It is shown that the larger distance from the crack tip, the more terms it is necessary to keep in the asymptotic series expansion. Therefore, it can be concluded that several more higher-order terms of the Williams expansion should be used for the stress field description when the distance from the crack tip is not small enough. The crack propagation direction angle is calculated. Two fracture criteria, maximum tangential stress criterion and strain energy density criterion, are used. The multi-parameter form of two commonly used fracture criteria is introduced and tested. Thirty and more terms of the Williams expansion enable the angle to be calculated more precisely.

Введение. Асимптотическое представление поля напряжений у вершины трещины

Статья посвящена многопараметрическому асимптотическому описанию поля напряжений у вершины центральной трещины в линейно упругой изотропной пластине, находящейся 1) под действием нормального растягивающего напряжения; 2) поперечного сдвига; 3) в условиях смешанного деформирования в полном диапазоне смешанных форм нагружения, изменяющихся от чистого нормального отрыва до чистого поперечного сдвига. Построено многопараметрическое асимптотическое разложение компонент тензора напряжений, содержащее высшие приближения, в котором аналитически определены все масштабные (амплитудные) множители - коэффициенты полного асимптотического разложения М. Уильямса - как функции длины трещины и параметров нагружения. С помощью построенного разложения и полученных формул для коэффициентов разложения можно удерживать любое, наперед заданное число слагаемых в асимптотических представлениях механических полей у вершины трещин в пластине. Проведен анализ числа слагаемых, которое необходимо удерживать на различных расстояниях от кончика дефекта. Вычислены углы распространения трещины в условиях смешанного нагружения с помощью многопараметрического разложения поля напряжений посредством 1) критерия максимального тангенциального напряжения; 2) критерия минимума плотности энергии упругой деформации.

Полное асимптотическое разложение М. Уильямса поля напряжений

Одной из актуальных задач современной механики разрушения является аккуратное описание поля напряжений у вершины трещины в материалах с различными определяющими уравнениями [1-3]. В настоящее время в связи с бурным развитием вычислительной техники и компьютерных алгоритмов стало возможным для описания поля напряжений в окрестности вершины трещины использование многопараметрических асимптотических разложений – полных асимптотических разложений М. Уильямса поля напряжений [1-3]. Особенный интерес вызывает анализ высших приближений в многочленных асимптотических разложениях с целью 1) развития методов эффективного суммирования рядов для получения точных аналитических решений (эффективность применения аппроксимаций Паде или других методов суммирования в значительной мере зависит от наличия высших приближений); 2) расширения области действия асимптотических разложений [1-3]. Целью настоящей работы является построение многопараметрического асимптотического разложения поля напряжений у вершины центральной трещины в изотропной линейно упругой

бесконечной пластине, содержащего высшие приближения, и анализ их вклада в поле напряжений. В работе построено полное асимптотическое разложение компонент тензора напряжений у вершины центральной трещины в бесконечной пластине, в котором можно удержать любое наперед заданное число слагаемых и выполнен анализ высших приближений асимптотического разложения напряжений у вершины трещины. Решение базируется на методах теории функции комплексного переменного: комплексные потенциалы могут быть разложены в ряд, в котором можно удержать любое наперед заданное число слагаемых. Анализ выполнен для ряда значений параметра смешанности нагружения, который определяет вид смешанного нагружения и изменяется от 1 (чистый отрыв) до 0 (чистый сдвиг). На рис. 1 приведены угловые распределения компоненты тензора напряжений σ_{11} на различных расстояниях от кончика трещины. Угловые распределения построены для трещины нормального отрыва. Угловые распределения компоненты тензора напряжений $\sigma_{11}/\sigma_{22}^{\infty}$ построены с помощью усеченных асимптотических разложений, в которых удерживалось различное количество слагаемых. На рис. 1 показаны кривые - распределения компоненты σ_{11}, полученные с помощью N - членных асимптотических разложений М. Уильямса поля напряжений на расстоянии $\hat{r}=0.75$. Красным цветом показано одночленное разложение компоненты тензора напряжений σ_{11}, зеленым - двучленное разложение компоненты тензора напряжений σ_{11}, и цветом морской волны - трехчленное разложение компоненты тензора напряжений. Видно, что на указанном расстоянии от кончика трещины высшие приближений оказываются существенными и ими пренебрегать нельзя.

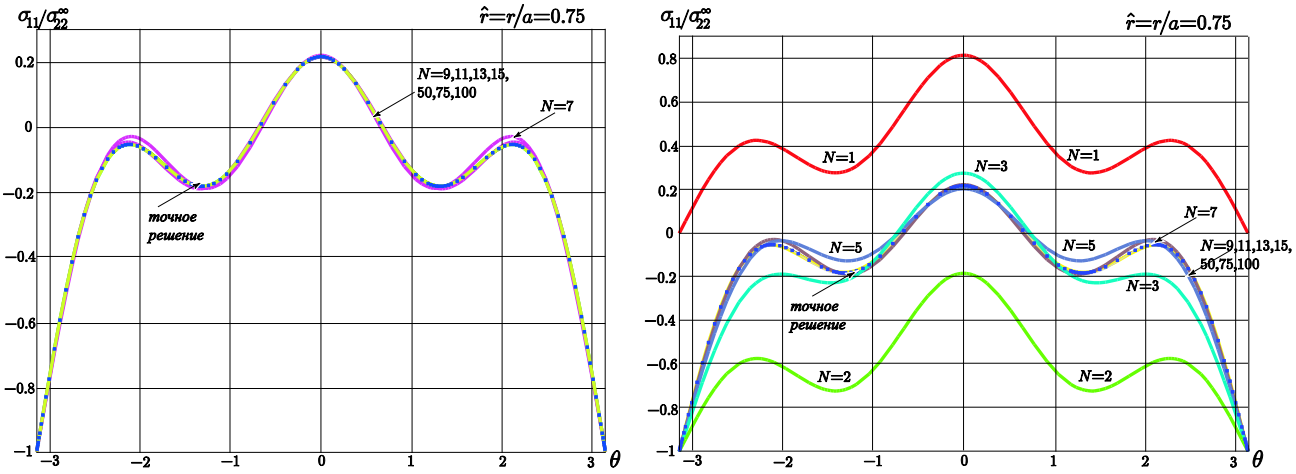


Рис 1. Угловые распределения компоненты σ_{11}, построенные посредством N - членных разложений

Выводы

В работе получено многопараметрическое асимптотическое разложение поля напряжений в окрестности вершины трещины и дан анализ вклада высших приближений в поле напряжений на различных расстояниях от кончика трещины. Показано, что для увеличения области действия асимптотического разложения М. Уильямса следует удерживать слагаемые высших порядков. Чем больше расстояние от кончика трещины, тем больше слагаемых следует удерживать в асимптотическом разложении. Полученное асимптотическое разложение, амплитудные коэффициенты разложения и проведенный анализ может быть полезен для цифровой обработки данных оптоэлектронных измерений методами фотоупругости, голографической интерферометрии, спекл-интерферометрии и цифровой корреляции изображений, которые в настоящее время приобрели большое значение. При обработке экспериментальных данных, например, полученных с помощью метода фотоупругости, возникают сложности вычислительного характера, связанные с решением системы нелинейных алгебраических уравнений, следующих из основного закона фотоупругости, который применяют для экспериментального определения коэффициентов полного асимптотического разложения М. Уильямса. Для получения надежных результатов оказывается необходимым иметь аналитические оценки для амплитудных (масштабных) множителей – коэффициентов асимптотического разложения. Полученное решение позволяет экспериментатору для правильной обработки всей совокупности экспериментальной информации 1) обоснованно

выбрать количество удерживаемых слагаемых в разложении Уильямса; 2) сопоставить экспериментально определенные множители с найденными теоретически.

Список литературы

1.Stepanova, L., Roslyakov P., 2016. Multi-parameter description of the crack-tip stress field: Analytic determination of coefficients of crack-tip stress expansions in the vicinity of the crack tips of two finite cracks in an infinite plane medium. International Journal of Solids and Structures 100-101, 11-28.

2.Stepanova, L.V., Yakovleva, E.M., 2014. Mixed-mode loading of the cracked plate under plane stress conditions. PNRPU Mechanics Bulletin 3, 129-162.

3.Stepanova, L.V., Adylina, E.M., 2014. Stress-strain state in the vicinity of a crack tip under mixed loading. Journal of Applied Mechanics and Technical Physics 55(5), 885-895.

****

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ КОМПОЗИТА НА ТКАНЕВОЙ ОСНОВЕ

Сукиасов В.Г.

Россия, Калининградский государственный технический университет, vladimir.sukiasov@klgtu.ru

COMPUTER SIMULATION OF MECHANICAL TESTING OF COMPOSITE ON THE FABRIC BASIS.

Sukiasov V.G.

The results of modeling the structure of a composite on a fabric basis and simulating the simplest tests for the purpose of determining its effective characteristics are presented. The averaged values of the mechanical properties of an orthotropic material based on elastic model were obtained by calculation.

Важной особенностью композиционных материалов (КМ) является возможность управления в широких диапазонах их свойствами, в первую очередь, механическими. В прикладных расчетах КМ, как правило, рассматривается в виде однородной анизотропной (чаще всего ортотропной – для КМ с регулярным армированием) среды. Отыскание эффективных характеристик такой среды основано на двух подходах [1]: 1) расчет по свойствам компонентов с использованием тех или иных схем гомогенизации; 2) непосредственное экспериментальное определение путем испытания образцов готового материала. Первый из упомянутых подходов применительно к КМ с непрерывными армирующими волокнами в большинстве случаев исходит из предположения об их прямолинейности, игнорируя изогнутость нитей в тканых материалах. Компьютерное моделирование испытаний, учитывающее реальную структуру композита, открывает возможность для эффективного управления его свойствами за счет обоснованного прогнозирования осредненных характеристик. При этом объектом исследования является представительный элемент неоднородного композита, для которого в ходе имитации простейших испытаний однородное напряженно-деформированное состояние реализуется в среднем. Для линейно-упругой модели это описывается соотношениями

$$\langle \varepsilon_{ij} \rangle = A_{ijkl} \langle \sigma_{kl} \rangle \quad (i,j,k,l = \overline{1,3}); \qquad (1)$$

в случае «мягкого» способа нагружения и

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = C_{ijkl} \langle \varepsilon_{kl} \rangle \quad (i,j,k,l = \overline{1,3}) - \qquad (2)$$

случае «жесткого». В этих соотношениях A_{ijkl} и C_{ijkl} – соответственно эффективные коэффициенты податливости и жесткости, являющиеся компонентами тензоров 4-го ранга; усредненные по объему V представительного элемента компоненты напряженного и деформированного состояния вычисляются через локальные значения посредством формул

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dV \quad (i,j = \overline{1,3}); \qquad (3)$$

$$\langle \varepsilon_{ij} \rangle = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_{ij} dV \quad (i,j = \overline{1,3}). \qquad (4)$$

Объектом моделирования является представительная ячейка, выделенная из монослоя композита с армирующей тканью полотняного плетения. На рис. 1 показаны конечноэлементная модель ячейки целиком (а), а также модели связующего (б) и армирующих нитей (в) в отдельности, что соответствует объемной доле армирования в составе композита $\omega = 0.407$. Геометрическая модель представительной ячейки построена параметрическим способом, что дает возможность рассматривать однотипные конфигурации с различными объемными долями армирования.

Общее число конечных элементов представленной модели составляет 18227, число узлов – 26721. Упругие характеристики нитей (Е-стекло) заданы значениями $E = 7.4 \cdot 10^4$МПа, $\nu = 0.25$; для эпоксидного связующего в стеклообразном состоянии $E = 3.5 \cdot 10^3$МПа, $\nu = 0.4$.

Имитация простейших испытаний такого фрагмента требует задания соответствующих нагрузок и условий закрепления. «Мягкий» способ нагружения реализуется приложением к соответствующим граням однородного нормального (одноосное растяжение) либо касательного (чистый сдвиг) напряжения величиной 50 МПа. При «жестком» способе фиксируются перемещения в узлах нагружаемых граней. Исследуемый фрагмент рассматривается как ¼ часть образца для испытаний на растяжение, с условиями симметрии на двух смежных боковых гранях (задняя и левая на рис. 1а). Это избавляет от необходимости ограничения перемещений вдоль осей x и z. При сдвиге

растяжении в плоскости xz необходимо ограничить перемещение модели как жесткого тела вдоль оси y, для чего вводится запрет на соответствующую компоненту перемещения в узлах, лежащих в плоскости $y = 0$. При имитации чистого сдвига модель рассматривается как целый образец, т.е. нагрузки (силовые либо кинематические) прикладываются к четырем смежным граням, перпендикулярным плоскости сдвига.

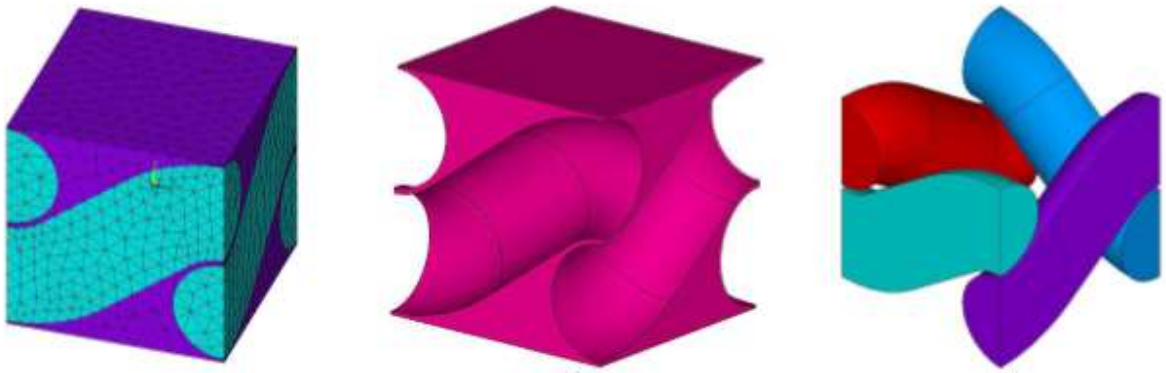


Рис. 1

Относительно выбранной системы координат, оси которой ориентированы вдоль главных направлений ортотропии КМ, соотношения (1) приобретают форму

$$\langle \varepsilon_{xx} \rangle = \frac{1}{E_x}(\langle \sigma_{xx} \rangle - \nu_{xy}\langle \sigma_{yy} \rangle - \nu_{xz}\langle \sigma_{zz} \rangle); \quad \langle \varepsilon_{xy} \rangle = \frac{1}{2G_{xy}}\langle \sigma_{xy} \rangle;$$

$$\langle \varepsilon_{yy} \rangle = \frac{1}{E_y}(\langle \sigma_{yy} \rangle - \nu_{yx}\langle \sigma_{xx} \rangle - \nu_{yz}\langle \sigma_{zz} \rangle); \quad \langle \varepsilon_{xz} \rangle = \frac{1}{2G_{xz}}\langle \sigma_{xz} \rangle;$$

$$\langle \varepsilon_{zz} \rangle = \frac{1}{E_z}(\langle \sigma_{zz} \rangle - \nu_{zx}\langle \sigma_{xx} \rangle - \nu_{zy}\langle \sigma_{yy} \rangle); \quad \langle \varepsilon_{yz} \rangle = \frac{1}{2G_{yz}}\langle \sigma_{yz} \rangle,$$

где E_x, E_y, E_z – эффективные модули упругости; G_{xy}, G_{xz}, G_{yz} – эффективные модули сдвига; ν_{xy}, ν_{xz}, ν_{yz}, ν_{yx}, ν_{zx}, ν_{zy} – эффективные коэффициенты поперечного сжатия. При этом за счет полотняного способа плетения армирующей ткани характеристики материала вдоль осей x и z одинаковы: $E_z = E_x$, $\nu_{zx} = \nu_{xz}$, $\nu_{yz} = \nu_{yx}$.

Моделирование одноосного растяжения вдоль оси x, т.е. в плоскости армирования, «мягким» способом позволило вычислить эффективные характеристики композита $E_x = 1.2516 \cdot 10^4$МПа; ν_{xy} =

0.4755; v_{xz} = 0.2578. В случае «жесткого» способа получены значения E_x = 1.6220·10^{4}МПа; v_{xy} = 0.4878; v_{xz} = 0.2457.

Для растяжения вдоль оси *y*, т.е. перпендикулярно плоскости армирования, соответствующие величины при «мягком» нагружении: E_y = 9.2659·10^{3}МПа; v_{yx} = 0. 3160; v_{yz} = 0. 3170. При «жестком» способе приложения нагрузки E_y = 1.0022·10^{4}МПа; v_{yx} = 0. 3041; v_{yz} = 0. 3038.

результате моделирования чистого сдвига в плоскости *xz* при силовом и кинематическом нагружении получены величины G_{xz} = 1.3084·10^{3}МПа и G_{xz} = 1.4935·10^{3}МПа соответственно.

Условие $v_{yz} = v_{yx}$ для «мягкого» варианта выполняется с относительной погрешностью 0.0032, а для «жесткого» – с относительной погрешностью 0.0008. Еще один способ сопоставления двух вариантов нагружения модели в ходе имитации простейших испытаний состоит в проверке выполнения условия $v_{yx}/E_y = v_{xy}/E_x$. Для эффективных характеристик, полученных при «мягком» варианте данное условие выполняется с относительной погрешностью 0.103, а при «жестком» – с относительной погрешностью 0.007. В связи с изложенным уместно упомянуть отмеченное в [2] хорошее согласование с экспериментальными данными эффективных характеристик КМ на тканевой основе при моделировании «жесткого» нагружения, в противовес «мягкому».

Таким образом, следует признать, что фиксация перемещений на гранях образца, т.е. «жесткий» способ нагружения, позволяет при конечноэлементном моделировании простейших испытаний композита получить более адекватные значения эффективных упругих характеристик.

Литература

Кристенсен Р. Введение в механику композитов. – М.: Мир, 1982. – 333 с.

1.Гагауз Ф.М., Гагауз П.М. Моделирование физико-механических характеристик композиционных материалов // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». - Вып. 4. – Харьков, 2010. - С. 59-64.

****

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ И ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО БУНТОВОГО ПРОКАТА

Сычков А.Б., Малашкин С.О., Камалова Г.Я.

ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Россия, Email: absychkov@mail.ru

Обеспечение однородного качества проката в бунтах при помощи поточной термической обработки на линиях двустадийного охлаждения типа Stelmor является актуальным [1-6]. При этом необходимо выбрать рациональный режим охлаждения проката на водяной и воздушной стадиях охлаждения, а именно температуру виткообразования (аустенитизации) и скорость воздушного охлаждения.

Традиционная технология термической обработки (ТО) бунтового проката диаметром 16 мм из стали 80Р на линии «стандартный» Stelmor представляет собой водяное охлаждение до температуры виткообразования (аустенитизации) 840-880ºС с дальнейшим воздушным вентиляторным охлаждением витков катанки 15-тью вентиляторами мощностью по 110 кВт при скорости роликового транспортера 0,15 м/с. Такая технология ТО не обеспечивала получение однородной структуры сорбитообразного перлита 1 балла по ГОСТ 8233-56. На практике микроструктура проката состоит на поверхности из перлита 1 балла в количестве 30-40 %, а в центре сечения - 10-20 %. Требования НД – обеспечение количества сорбитообразного и тонкодисперсного перлита по всему сечению в количестве не менее 70 %. Нами были предоставлены рекомендации, заключающиеся в увеличении температуры аустенитизации до 950-980ºС, скорости роликового транспортера до 0,5-0,8 м/с и заменой вентиляторов на новые мощностью до 200 – 220 кВт и более с КПД 90-95% вместо 30-35 %, которые должны обеспечить требуемый эффект [6-11].

Опробование предложенных режимов и металлографический анализ показали, что по сравнению с резко неоднородной структурой проката диаметром 16,0 мм, произведенной по схеме 1 обработки на линии Stelmor ($t_{в/у}$ = 840-880ºС, $V_{тр}$ = 0,15 м/с, в работе 14 вентиляторов) и улучшенной

технологической схемой 2 ($t_{в/у}$ = 840-880ºС, $V_{тр}$ = 0,15 м/с, все вентиляторы отключены – фактически это режим прокатной нормализации), опытный режим ($t_{в/у}$ = 900-940ºС, $V_{тр}$ = 0,5-0,8 м/с, в работе 14 вентиляторов с максимальной нагрузкой) характеризуется наибольшей однородностью структуры, высокой дисперсностью перлита: межпластинчатое расстояние в перлите по режимам соответственно составило 0,28 мкм при прокатной нормализации, 0,23 мкм при скорости транспортера 0,5 м/с и повышенной температурой виткообразования и охлаждении вентиляторами, 0,15 мкм при скорости транспортера 0,8 м/с и повышенной температурой виткообразования и охлаждении вентиляторами.

Для подтверждения вышеуказанных рекомендаций провели математическое моделирование охлаждения проката в программной среде Deform 3D-HEAT TREATMENT. Диффузионное превращение по сечению бунтового проката из стали 80Р диаметром 16 мм заканчивается после 33 с, что подтверждается тепловым эффектом рекалесценции в течение с 20-ой по 33-ю с. Этот режим термической обработки удовлетворяет условию получения структуры сорбитообразного перлита. При скорости роликового транспортера 0,15 м/с существует проблема наложения боковых витков друг на друга на линии Stelmor, что приводит к значительно неоднородным условиям охлаждения металла по длине витка и бунта и требует увеличения скорости транспортера и/или более интенсивного дифференцированного по ширине роликового транспортера витков воздушного охлаждения.

Увеличение мощности вентиляторной системы от 100 до 200 кВт уменьшает время полного диффузионного превращения до 23 секунд, что создает условия для увеличения скорости роликового транспортера и снимает влияние наложения витков о чем свидетельствует и тепло рекалесценции с 17-ой по 23-ю с.

Физическое моделирование влияния интенсивности охлаждения проката на формирование структуры бунтового проката выполнено на установке Gleeble 3500. Было осуществлено несколько опытных режимов.

Режим 1: электроконтактный нагрев до 980ºС, выдержка 2 минуты и охлаждение со скоростью 24ºС/с. На поверхности поперечного сечения катанки наблюдаются колонии перлита 1 балла в количестве 60-70%, окруженные разорванной сеткой феррита и небольшими участками феррита в виде игл по границам колоний. В центре сечения доля перлита первого балла составляет 60-70% с наличием перлита 2-3 балла и участками феррита.

Режим 2: электроконтактный нагрев до 980 ºС, выдержка 2 минуты и охлаждение со скоростью 31ºС/с. На поверхности доля перлита 1 балла составляет 70-80%, наблюдается разорванная ферритная сетка. В центре доля перлита равняется 60-70% с наличием перлита 2-3 балла и участками феррита.

Режим 3: электроконтактный нагрев до 980 ºС, выдержка 2 минуты и охлаждение со скоростью 41ºС/с. На поверхности доля перлита 1 балла - 70%, 10% перлита 2 балла, 10% троостосорбит и наблюдается разорванная сетка феррита и участки бейнита. В центре доля перлита составляет 60-70% с наличием перлита 2-3 балла и участками феррита.

Проведение моделирования охлаждения проката из стали 80Р установило, что эффективное охлаждение происходит с интенсивностью 31ºС/с, когда разница в долевом соотношении количества перлита 1 балла между поверхностью и центром составляет не более 10% и высокая степень сорбитизации - 60-80 % и наличие прожилок феррита и отсутствие трооститных и бейнитных участков, которые ухудшают пластические свойства проката.

Таким образом, разработанные в настоящей статье режимы воздушного охлаждения (температуры аустенитизации 980ºС, скорость воздушного охлаждения - 31ºС/с) бунтового проката диаметром 16 мм из стали 80Р обеспечили равномерное распределение в структуре мелкодисперсного сорбитообразного перлита, который обладает эффективным сочетанием прочностных и пластических характеристик, высокой способностью к деформированию.

Список литературы

1. Термическое упрочнение проката/К.Ф. Стародубов, И.Г. Узлов, В.Я. Савенков и др. –М.: Металлургия, 1970. – 368 с.

2. Высокопрочная арматурная сталь/А.А. Кугушин, И.Г. Узлов, В.В. Калмыков и др. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.

3. Сычков А.Б., Жигарев М.А., Перчаткин А.В. Технологические особенности производства арматурного проката широкого назначения. – Магнитогорск: из-во ГОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2006. – 499 с.

4. Парусов В.В., Сычков А.Б., Парусов Э.В. Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2012. – 376 с.

5. Высокоуглеродистая катанка для производства высокопрочных арматурных канатов/А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.М. Нестеренко, С.Ю. Жукова, А.В. Перегудов. – Бендеры: Полиграфист, 2010. 280 с.

6. Металлургические и металловедческие аспекты производства высоко углеродистой катанки/А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, А.Ю. Столяров, М.А. Шекшеев, С.Ю. Жукова, С.О. Малашкин. – Магнитогорск: Магн. гос. техн. универ. им. Г.И. Носова, 2014. 257 с.

7. Лицензия: Machine 38808. «DEFORM» [Электронный ресурс]. - Режим доступа. - http://www. «DEFORM».com/products/ «DEFORM»-3d/.

8. Сычков А.Б., Малашкин С.О. Выбор технологии термомеханической обработки арматурного проката. – Теория и технология металлургического производства. Сб. научн. трудов. – Магнитогорск: ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2013. С. 53-54.

9. Сычков А.Б., Малашкин С.О., Макарушина О.Б. Влияние качественных параметров непрерывно-литой заготовки и технологии термической обработки на структуру и свойства бунтового проката. – Литейные процессы. Сб. научн. трудов. – Магнитогорск: ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова», 2013. С. 175-178.

10. Повышение качества высокоуглеродистой катанки на базе совершенствования сквозной технологии выплавки стали, ее внепечной обработки, непрерывной разливки, производства сортового проката и метизного производства. – Отчет о НИР по договору между ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова» и ОАО «ММК» № 201534 от 28.05.2012 (тема 2012-19), рук-ль Сычков А.Б. – Магнитогорск, 2013. 117 с.

11. Сычков А.Б. Технологические аспекты производства качественной катанки. Вестник МГТУ им. Г. И. Носова, Магнитогорск. – 2006. – № 4 (16). С. 63-69.

*****

Разработана многомасштабная модель начального режима работы изготавливаемых крупносерийными партиями УК из ТРГ, которые используются в кранах с уплотнениями по штоку. Эта модель учитывает цилиндрическую анизотропию и экспериментально определенные и спрогнозированные упругие, трибологические, прочностные и треплофизические характеристики ТРГ. С помощью энергетического подхода с использованием потенциала Ми были спрогнозированы упругие модули монокристаллов графена и ТРГ, решетка которых состоит из двух простых подрешеток. Расчет упругих свойств проводился методом атомарной статики для образцов конечных размеров, форма которых соответствовала классу симметрии кристаллической решетки и обеспечивала выполнение условий равновесия в начальной (гарантирует минимум потенциальной энергии системы) и текущей (получается из начальной наложением аффинора) конфигурации при сохранении однородной структуры решетки согласно методике, предложенной в [4, 5]. Вычислялась полная потенциальная энергия монослоя, отнесенная к его площади, а квадратичные члены разложения этой энергии в степенной ряд сопоставлялись с упругим потенциалом в общей несимметричной постановке. Упругие модули графена и ТРГ определялись при минимизации энергии в начальной конфигурации, что обеспечивало равенство нулю линейных слагаемых. Было показано, что при независимом вычислении компонент тензора упругих свойств, они оказываются в строгой зависимости, соответствующей его симметричной форме. Было установлено, что решетки графена и ТРГ не могут деформироваться однородно при жестком контроле аффинной кинематики: для обеспечения минимума потенциальной энергии в деформированном состоянии необходимо наложение относительного внутреннего смещения подрешеток, линейно зависящее от величины параметров деформирования. В работе вводится тензор третьего ранга, связывающий вектор внутренних смещений с тензором дисторсии, что позволяет уточнить оценку компонент тензора упругих модулей и определить следующие закономерности: искомый тензор симметричен, свойства графена и ТРГ, а также существует зависимость параметров кристаллической решетки от размеров образца, которая начинает проявляться для образцов микро- и нано- размеров. Эти зависимости имеют горизонтальную асимптоту, что позволяет идентифицировать параметры потенциала межатомного взаимодействия по известным макроскопическим параметрам. Так, например, использование потенциала Ми с различными показателями степеней позволило оценить границы изменения коэффициента Пуассона графена от 0,10 до 0,99. Для выбранных степеней потенциала Ми, соответствующих экспериментальному значению коэффициента Пуассона $\nu = 0{,}16 \pm 0{,}03$ [6], по известному межатомному расстоянию атомов в монослое графена идентифицирован параметр потенциала, отвечающий за равновесное расстояние для изолированной пары атомов. Сравнение вычисленного модуля Юнга с известным для графена экспериментальным значением $E^{2D} \approx 340 \pm 50$ Н м$^{-1}$ [7] позволило идентифицировать оставшийся параметр потенциала, задающий глубину потенциальной ямы при описании парного взаимодействия атомов. Полученные параметры потенциала Ми позволили исследовать упругие свойства ТРГ.

Разработанная модель [8], экспериментально определенные и спрогнозированные прочностные, деформационные, трибологические и теплофизические характеристики ТРГ позволили получить новые численные решения краевых задач для отдельных колец и их пакетов методом конечных элементов, провести оценку начальной прочности по совокупности критериев, исследовать закономерности распределения независимых (относительно ортогональных преобразований, допустимых над цилиндрически трансверсально-изотропным телом) инвариантов тензора напряжений в точках поперечных сечений УК из ТРГ, входящих в пакет, при различных температурах и давлениях рабочей среды, различной толщине и количестве УК в сальниковой камере, различных режимах возвратно-поступательного (движение в сторону нажимной втулки и в противоположном направлении) и вращательного движения штока, а также различных условиях на поверхностях контакта (трение, идеальное сопряжение или скольжение). Полученные из вычислительных экспериментов данные о местах расположения областей, в которых начинается разрушение ТРГ по различным механизмам, согласуются с результатами, наблюдаемыми при эксплуатации УК. Полученные численные решения позволили определить оптимальные давления герметизации, обосновать рекомендации по внесению изменений в существующие конструкции пакетов УК, а также разработать основы для создания методик уточненного прочностного анализа для инженеров-конструкторов, учитывающих анизотропию теплофизических, деформационных и прочностных свойств ТРГ и реальные механизмы разрушения. Неожиданный результат – зависимость значений инвариантов от направления движения штока был объяснен на основе анализа полученного авторами нового точного аналитического

решения задачи о равновесии ограниченных по длине трансверсально-изотропных цилиндрических тел, на внутренней поверхности которых заданы условия контакта с трением [8, 9].

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ–Урал № 17–41–59377) и целевой программы Пермского национального исследовательского политехнического университета по проведению фундаментальных исследований (код проекта – 2016/ПИ–3).

Список литературы

1.Технология и аппаратурное оформление процесса производства уплотнительных материалов из терморасширенного графита / О.Ю. Исаев, Д.В. Смирнов, В.П. Лепихин, М.Ю. Белова, С.М. Колесова // Конструкции из композиционных материалов. 2006. Вып. 4. С. 6–79.

2.Модифицированные уплотнения из терморасширенного графита / М.Ю. Белова, И.А. Малкова, Т.М. Кузинова, А.С. Колышкин, О.Ю. Исаев // Арматуростроение. 2006. № 3. С. 67–71.

3.Уплотнения из терморасширенного графита: условия безопасного применения в среде жидкого и газообразного кислорода / Белова М.Ю., Исаев О.Ю., Розовский А.С., Смирнов Д.В. // Арматуростроение. 2006. № 2. С. 70–75.

4.Зубко И.Ю. Вычисление упругих модулей монослоя графена в несимметричной постановке с помощью энергетического подхода //Физическая мезомеханика, 2015. Т. 18, № 1. С. 37–50.

5.Зубко И.Ю., Кочуров В.И., Симонов М.В. Атомистический подход к определению зависимости от температуры потенциальной энергии и равновесных межатомных расстояний для монокристаллических образцов с ГПУ-решеткой // Изв. Самарского НЦ РАН. 2012. Т. 14, №5. С. 1403–1409.

6.Blakslee O.L., Proctor D.G., Seldin E.J. Elastic constants of compression annealed pyrolytic graphite // J. Appl. Phys. 1970. V. 41, № 8. P. 3373–3389.

7.Lee C., Wei X., Kysar J.W., Hone J. Measurement of the elastic properties and intrinsic strength of monolayer graphene // Science. 2008. V. 321. № 385. P. 385–388.

8.Зайцев А.В., Злобин Н.Г., Исаев О.Ю., Смирнов Д.В. Моделирование условий эксплуатации и уточненный прочностной анализ уплотнительных элементов из терморасширенного графита // Вестник ПНИПУ. Механика. 2012. № 4. С. 5–19.

9.Зайцев А.В., Рогов Д.С. Моделирование начального режима работы кольца из терморасширенного графита в кранах с уплотнением по штоку // Изв. Самарского НЦ РАН. 2012. Т. 14, №5. С. 1235–1238.

****

ОЦЕНКА КОРРЕЛЯЦИИ ХАРАКТЕРИСТИК ХЛАДОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ПАРАМЕТРАМИ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Филин В.Ю., Ильин А.В., Артемьев Д.М.

Россия, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», e-mail: npk3@crism.ru

ON THE CORRELATION OF STRUCTURAL STEEL COLD RESISTANCE WITH FRACTURE MECHANICS PARAMETERS

Filin V., Alexey I., Artemiev D.

Russia, NRC Kurchatov Institute – CRISM Prometey, e-mail: npk3@crism.ru

Test methods to determine ductile to brittle transition temperatures of low-alloyed steel are observed. The problem is analyzed of a correlation between those temperatures and crack arrest condition for various material performances and thickness. 3D FEM calculation results are discussed.

Технические сооружения Арктики эксплуатируются при температуре до -60°С. Задачей аттестации металла таких конструкций является определение минимальной температуры безопасной эксплуатации T_d. Хладостойкость – способность материала разрушаться по вязкому механизму при низких температурах при наличии острых дефектов – можно оценить прямым методом, уникальным по трудоѐмкости и затратам. Косвенные методы требуют обоснования корреляций температур вязкохрупкого перехода с температурой торможения трещины $T_{хр}$, и, соответственно, T_d. Описание эффекта скачкообразного изменения разрушающих напряжений требует учѐта смешанного типа деформирования на фронте трещины (плоская деформация, ПД – плоское напряжѐнное состояние, ПНС), это подтверждено известным фактом резкого возрастания $T_{хр}$ с увеличением толщины t.

Опасность хрупких разрушений ОЦК-металлов возникает в зонах с высокой объѐмностью, определяемой коэффициентом $\eta = \sigma_I/\sigma_i$ – отношением максимальных главных напряжений к интенсивности напряжений. В терминах механики разрушения условие торможения хрупкого разрушения формулируется в виде $K_I \geq K_{Ia}$, где K_I – коэффициент интенсивности напряжений (КИН) для трещины в конструкции; K_{Ia} – характеристика материала, критический КИН при торможении трещины.

Основные положения и допущения авторов при моделировании МКЭ [1, 2]: материал – сталь с пределом текучести σ_Y = 600 МПа и степенной аппроксимацией диаграммы деформирования $\sigma = \sigma_Y(E\varepsilon/\sigma_Y)^{0.06}$. Продвижение трещины происходит раскреплением узлов сетки по одному из критериев. Разрушение считается хрупким, если в объѐме элемента $\sigma_I > \eta\sigma_Y$ (по нормали к плоскости трещины) и вязким, если достигнута интенсивность деформации $\varepsilon_{cr} = 0.3$.

В реальной конструкции величина параметра нагрузки K_I при продвижении трещины может возрастать. В общем виде условие распространения трещины (в пределах корректности описания НДС в ее вершине параметром K_I) должно формулироваться в виде

$$\partial K_I / \partial a \geq dK_a(a)/da, \qquad (1)$$

где $\partial K_I/\partial a$ – характеристика условий нагружения, a – приращение длины трещины, $K_a(a)$ – функция, характеризующая свойства материала в данной толщине и определяемая набором заданных условий локального разрушения (то есть стартовым значением K_{Ia} и величиной ε_{cr}) и толщиной t.

При моделировании протяжѐнной пластины с трещиной, с целью определения $K_a(a)$ пошагово увеличивали перемещение по нормали к плоскости трещины до достижения условия хрупкого разрушения, затем поэтапно раскрепляли узлы «разрушенных» элементов до прекращения продвижения трещины, после чего возобновляли нагружение, и т.д. Расчѐтно воспроизведены экспериментально наблюдаемые пятна кристаллического излома с волокнистыми перемычками в пластине малой толщины, в пластине большей толщины получена постоянная ширина «губ среза» – приповерхностных зон, разрушенных вязко, при неограниченном продвижении трещины.

Предполагается, что условие торможения трещины отрыва однозначно определяется безразмерным параметром относительной трещиностойкости β, пропорциональным радиусу зоны пластической деформации в вершине трещины r_{pl}:

$$\beta = 1/t\left(K_{1a}/\sigma_Y\right)^2 = 6.7\, r_{pl}/t, \qquad (2)$$

где числовой коэффициент определѐн МКЭ для смешанного напряжѐнного состояния. $\beta \geq 1.1$ для абсолютного торможения трещины, $\beta < 0.45$ для еѐ неограниченного распространения. Условие торможения нестабильного разрушения с учѐтом деформационной способности материала в условиях ПНС сформулировано в виде $\beta \geq 0.00078\,\sigma_Y + 0.27$. Минимальная температура, при которой выполняется это условие, может приниматься в качестве T_d

Далее моделировали МКЭ процесс разрушения образцов, испытываемых по методикам NDT и ТКБ [3]. Температуру нулевой пластичности NDT определяют при ударном нагружении изгибом образцов с хрупкой наплавкой с надрезом на растягиваемой черновой поверхности. Пластическое деформирование образца ограничено стопором. Температура $T_{КБ}$ соответствует 70% волокнистой составляющей в изломе полнотолщинных образцов, испытываемых статическим трѐхточечным изгибом.

Моделировали распространение трещины в образце NDT толщиной 25 мм в квазистатической постановке. По достижении предельного прогиба 7.6 мм перемещение фиксировали и осуществляли продвижение трещины раскреплением узлов в плоскости симметрии. Получено, что выходу трещины в основной металл образца предшествует достижение условия «пластического шарнира». Зависимости $K_I(a)$ оказываются монотонно возрастающими, и их начальные значения могут рассматриваться как значения K_{Ia}, соответствующие температуре NDT:

$$K_{Ia}|_{T=NDT} = 0.13\sigma_Y\ [\text{МПа}\sqrt{\text{м}}], \qquad (3)$$

что соответствует средним оценкам по [4, 5]. Дальнейшее распространение разрушения зависит, в том числе, от анизотропии материала [6]. По значениям K_{Ia}, найденным прямым методом,

$$K_{1a} = 20 + (0.13\sigma_Y - 20)\exp(0.015(T - \text{NDT})) \quad [\text{МПа}\sqrt{\text{м}}, \text{МПа}, ^\circ\text{C}], \qquad (4)$$

откуда можно получить корреляцию между температурой NDT и температурой T_d:

$$T_d = \text{NDT} + 66\cdot\ln\left[\frac{\sqrt{(0.00078\sigma_Y + 0.27)t/1000}\cdot\sigma_Y - 20}{0.13\cdot\sigma_Y - 20}\right] [^\circ\text{C}, \text{МПа}, \text{мм}]. \qquad (5)$$

Основные отличия образца ТКБ от пластины с трещиной: образец имеет боковой надрез с большим радиусом притупления, поэтому старт разрушения происходит по вязкому механизму, а дальнейшее распространение трещины – в области больших номинальных пластических деформаций, поэтому не может быть описано локальными критериями хрупкого разрушения.

Методика моделирования МКЭ была принята такой же, как для пластин. В качестве параметра нагрузки использовали номинальные напряжения в нетто-сечении образца $\sigma_{ном}$. Получено, что максимальные значения составляют $\sigma_{ном} \approx 2\sigma_Y$ за счѐт формирования «пластического шарнира» и глубокого краевого надреза, поэтому жѐсткость напряженного состояния в нетто-сечении образца ТКБ при старте трещины не ниже, чем в стандартных образцах на трещиностойкость. При увеличении толщины образца и/или снижении критерия хрупкого разрушения наблюдаются локализованные участки нестабильного роста трещины. На основе полученных результатов можно рекомендовать следующее соотношение между температурами $T_{КБ}$ и T_d:

$$T_d = T_{КБ} - \frac{0.215\sigma_Y\left(0.5t - \sqrt{t} + 1\right)}{\sqrt{\left(0.00078\sigma_Y + 0.27\right)t/1000}\cdot\sigma_Y - 20} \quad [°C, МПа, мм]. \qquad (6)$$

Полученные корреляции (5), (6) отражены в Правилах Регистра [3] в виде табулированных величин температурного запаса.

Применение простейших формулировок критериев разрушения позволяет моделировать МКЭ практически все экспериментально наблюдаемые особенности распространения разрушения в образцах. Их интерпретация как соответствующих определѐнному уровню трещиностойкости материала K_{1a} позволяет количественно определить корреляции критических температур вязко-хрупкого перехода с температурой торможения трещины $T_{хр}$ для оценки применимости материалов.

Литература

1.Ильин А.В., Артемьев Д.М., Филин В.Ю. Моделирование МКЭ распространения и торможения хрупкого разрушения в пластинах с исходной трещиной при варьировании их толщины //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017 (в печати).

2.Ильин А.В., Артемьев Д.М., Филин В.Ю. Анализ корреляции критических температур вязко-хрупкого перехода и температуры торможения хрупкого разрушения на основе численного моделирования МКЭ

3.Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017 (в печати).

НД № 2-020101-087. Правила классификации и постройки морских судов. Часть XIII «Материалы». Российский морской регистр судоходства. С-Петербург. 2016.

4.ASME Section XI, 2010. Division 1. Rules for inspection and Testing of components of Light-water cooled plants. Article A-4000: Material properties.

5.Crosley, P.B. and Ripling E.J. A Quality Control Test for Selecting Materials to Arrest Fast-Running, Full- Thickness Cracks / Journal of Testing and Evaluation. 1990.Vol. 18.№ 6.P. 396-400.

6.Филин В.Ю., Мотовилина Г.Д., Глибенко О.В. Особенности разрушения высокопрочной свариваемой конструкционной стали для арктического применения при температурах, близких к температуре нулевой пластичности / Деформация и разрушение 14. Pussegoda L.N., Malik L. and Morrison J. Measurement of Crack Arrest Fracture Toughness of a Ship Steel Plate / J. of Testing & Evaluation.1998. Vol.26.P. 187-197.

****

ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ГЕО МАТЕРИАЛОВ

Томилин Н.Г., Махмудов Х.Ф., Ma Jin, Ma Shengli, Liu Liqiang
Физико-технический институт имени А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Institute of Geology, Seismological Bureau of China, Пекин

ELECTROSTATIC PHENOMENA DURING THE DEFORMATION OF GEO-MATERIAL

N. G. Tomilin , Kh .F. Makhmudov, MA Jin, MA Shengli, Liu Liqiang
Ioffe Institute, Saint-Petersburg, Russia
Institute of Geology, Seismological Bureau of China, Beijing

In this work, we discovered the occurrence of the electrostatic potential at destruction of the granite (FangShan Granitic Diorite) of the cylindrical sample (h = 100 mm, d = 50 mm) under uniaxial deformation. In the course of the experiment were recorded: longitudinal and transverse deformation, acoustic emission (AE) and electrostatic potential (Fig. 1).

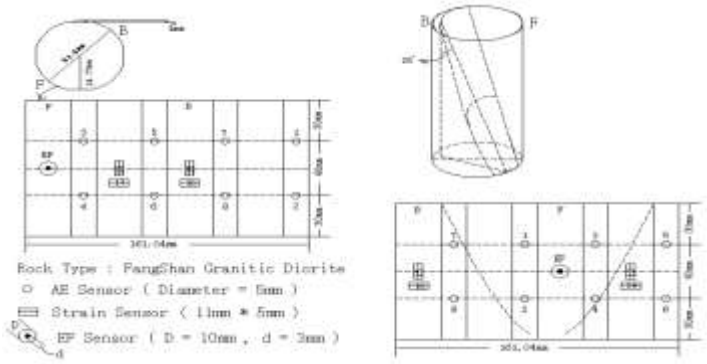


Рис. 1. Схема расположения датчиков и плоскости разрыва

Автоматизированный комплекс позволяет регистрировать следующие параметры АЭ: время, три координаты и амплитуду АЭ-сигнала (M = lg A). Точность регистрации времени сигнала АЭ и используемый локационный алгоритм, позволяют определять координаты источника АЭ с точностью до 3 мм. Из анализа графика повторяемости определено, что представительными в данном эксперименте являются магнитуды с M > 6,5. Для бесконтактного измерения статических электрических полей был разработан электрометр, основные параметры которого приведены в таблице.

Входная емкость	(4 ± 0,5) · 10–12 Ф
Входное сопротивление	(5 ± 2) · 1015 Ом
Постоянная времени разряда входной цепи	(2 ± 1) · 104 с
Полоса рабочих частот	105 – 10–5 Гц
Чувствительность	(4 ± 1,2) · 10–15 Кл/мВ
Предел измерения потенциала	5 · 10–2 – 7 · 103 мВ

Особенности разрушения образца. Нагружение образца проводилось в режиме постоянной скорости подачи плунжера пресса (рис. 2). В моменты времени 2 660 с и 2 980 с проводился принудительный сброс нагрузки с целью проверки возникновения отклика электростатического потенциала на резкое изменение напряжения в образце. Возникновение электростатического потенциала зарегистрировано только в конце эксперимента, за 20 с до конечного разрушения образца. Для проверки высказанных предположений использован статистический критерий формирования локального очага разрушения [2], сформулированный на основе используемой двухстадийной модели разрушения горных пород [1]. Согласно данному критерию, признаком

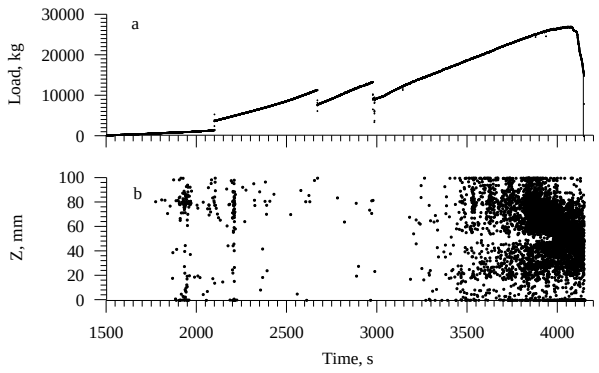


Рис. 2. Особенности разрушения образца.

Нагружение образца проводилось в режиме постоянной скорости подачи плунжера пресса. начала (t1) формирования очага разрушения является одновременное уменьшение средних временных интервалов (Δt) между хронологически последовательными событиями и увеличение их коэффициента вариации ($V\Delta t$). Потеря очагом устойчивости (t2) приводит к образованию более крупного дефекта и может характеризоваться резким увеличением выделяемой мощности АЭ. Последующая релаксация очаговой области (t3) сопровождается одновременным обратным изменением временных, статистических параметров [3]. В работе [4], было сделано предположение о возможности индуцирования электростатического поля градиентом внутренних напряжений в горных породах. Для проверки этого предположения проводился принудительный сброс нагрузки, вызывающий резкое изменение внутренних напряжения в образце. Но, как уже отмечалось выше, электростатический потенциал был зарегистрирован только в конце эксперимента. Первоначальное плавное отклонение от нулевого значения ($t \cong c$) сменяется резким изменением, и в момент времени ($t \cong c$) начинается релаксация возникшего поля. Изменение электростатического потенциала нельзя объяснить уменьшением зазора между антенной электрометра и поверхность образца в результате деформации последнего. Макроскопическая деформация образца началась раньше и не привела к возникновению электростатического поля. Его появление по времени совпало с выходом плоскости макроразрыва на свободные грани образца , т. е. его разделением на части с образованием новых поверхностей. В работе [5] экспериментально исследована электризация при раскалывании ионных кристаллов и сделан вывод о том, что электростатическое поле возникает в результате образования противоположных по знаку зарядов на вновь образовавшихся поверхностях кристалла. Аналогичное объяснение можно предположить и в данном эксперименте. Очевидно, что на основании единственного эксперимента нельзя сделать однозначного вывода о механизме возникновения рассматриваемого эффекта, поэтому вышеприведенные рассуждения можно рассматривать только в качестве рабочей гипотезы.

Изложенный материал позволяет сделать следующие выводы:

Разрушение образца развивается в соответствии с основными положениями двухстадийной модели процесса: как на начальной стадии деформирования, при формировании локальных очагов разрушения, так и на стадии формирования плоскости макроразрыва.

Возникновение электростатического потенциала регистрируется только за 20 с до окончательного разрушения и по времени совпадает с выходом плоскости разрушения на боковую поверхность.

Библиографический список

1.Томилин Н. Г. Иерархические свойства акустической эмиссии при разрушении горных пород / Препринт ФТИ РАН. СПб., 1997.

2.Tomilin N. G. Technique and result of the rock burst prediction. Proc. of the Intern. Conf / N. G. Tomilin, K. A. Voinov // On Mechanics of Jointed and Faulted Rock (Rossmanith: ed.) Rotterdam: Balkema, 1995. P. 955–959.

3.Куксенко В.С., Томилин Н.Г., Махмудов Х.Ф., Бенин А.В. // П ЖТФ .2007.Т.33.№2.С.31-35.

4.Махмудов Х. Ф., Куксенко В. С. Электромагнитные явления при деформировании и разрушении твердых диэлектриков. // Физика твердого тела. 2005. Т. 47. Вып. 5. С. 856-859.

5. Махмудов Х. Ф. Термоактивационный механизм релаксации механоэлектрических эффектов в твердых диэлектриках // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 1. С. 76-81.

****

СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПОТЕНЦИАЛЫ ПРОЦЕССА ТРЕНИЯ

Фёдоров С. В.
Россия, ФГБОУ ВО «Калининградский государственный технический университет», fedorov@klgtu.ru

STRUCTURAL-ENERGY POTENTIALS OF FRICTION PROCESS

Sergey Vasiliy Fedorov

Structural-energy regularities of deforming friction contact are considered. These friction regularities have an adaptive-dissipative nature. During evolution the contact of friction has two limit energy states – maximum and minimum. These two potential states determine the logic of structural-energy model of friction. It explains too that the work of friction is the basic friction parameter and a characteristic of energy transformation.

Рассматриваются структурно-энергетические закономерности эволюции деформируемого контакта трения. В процессе эволюции контакт трения проходит через два предельных энергетических состояния - максимальное и минимальное. Эти два потенциальных состояния определяют логику структурно-энергетической модели трения и основного параметра трения – работы трения, как характеристики трансформации энергии.

Решение уравнений энергетического баланса трения [1], позволило рассмотреть процесс трения как эволюционный феномен. Предложена структурно-энергетическая диаграмма (рис.) эволюции деформируемых объемов трущихся поверхностей [1,2], которая обобщенно отображает адаптивно-диссипативные закономерности изменения состояний и свойств [1,2] системы с трением. В общем случае характер наиболее развитой эволюции трибосистемы симметричный: от исходной, статической упругости начального взаимодействия, до конечной, динамической упругости.

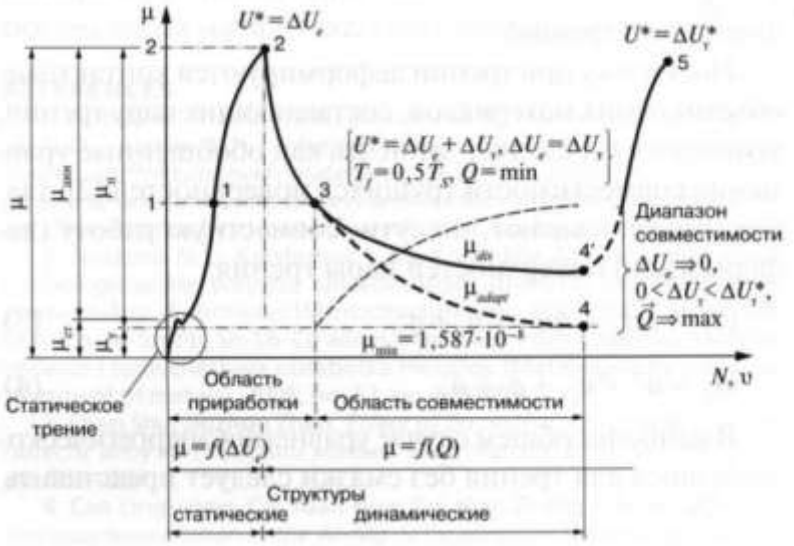


Рис. Структурно-энергетическая диаграмма эволюции трущихся поверхностей [1,2].

Эволюция контакта трения имеет двухстадийный характер. Первая стадия адаптивная до т.2 – это формирование предельно активированного и минимального по размеру объема трения (элементарной трибосистемы). Вторая стадия – это структурное и диссипативное приспособление этого объема трения (равновесного контакта). В конечной точке эволюции трибосистемы при ее максимальной совместимости (т.4) имеет место идеальное структурное упорядочение – контакт трения, как аналог равновесной шероховатости, состоит из, примерно, 63-65 млн. идеальных структурных образований – механических (нано) квантов [1,2]. Механический квант, по определению [1,2], представляет собой минимальное число атомов, способных обеспечить такое их конфигурационное распределение (нано-структуру), которое обладает свойством обратимо воспринимать и рассеивать (возвращать) энергию внешнего механического движения. Он также представляет собой наименьшее структурное образование материального твёрдого тела в условиях пластической деформации и образуется при переходе трибосистемы (контактного объёма) через предельно активированное (критическое) состояние (точка 2) вследствие развития

самоорганизационных процессов адаптации трибосистемы в области точек 1-2-3. Осуществляя взаимные, упругие, ротационно-колебательные и полные развороты друг относительно друга эти структурные элементы позволяют реализовать состояние упруго-вязко-пластичности контакта. Совершается работа сдвига по модели аномально-низкого трения и «безызносности». При этом только один механический квант теряется за акт нагружения элементарной трибосистемы (контакта). Это минимальный износ, который следует рассматривать как универсальный эталон износа при трении.

Механический квант сам по себе является динамическим осциллятором диссипативных структур трения и его линейный размер равен диаметру сферического идеального кристалла с размером 7,177 нм. Собственно механический квант следует рассматривать как элементарную наноструктуру металлического твёрдого тела - модель сферического атомарно-шероховатого теоретического кристалла, состоящего из 8103, атомов.

ВЫВОДЫ

1. Представлена логика современного структурно-энергетического анализа процесса трения, согласно которой трение как глобальный трансформационный феномен представляет собой конкуренцию двух одновременно действующих, взаимосвязанных и противоположных тенденций: накопления скрытой (потенциальной) энергии различного рода дефектов и повреждений структуры контактных объёмов и её высвобождения (рассеяния) за счёт протекания различного рода релаксационных процессов. Первая тенденция определяет эффект деформационного упрочнения и интегрально характеризует меру повреждаемости (параметр состояния); вторая тенденция определяет тепловой эффект трения и ответственна за квазивязкую составляющую процесса.

2.Наиболее общие закономерности адаптивно-диссипативной модели трения в рамках уравнений энергетического баланса процесса трения совместно с современным экспериментом трибологии формализованы в виде структурно-энергетической диаграммы эволюции трущихся поверхностей.

3.Рассмотрено состояние трибосистемы при ее идеальной (симметричной) эволюции. Показано, что состояние критического объема трения (элементарной трибосистемы) подчиняется уравнению состояния квазиидеального твердого тела, т.е. следует полагать, что взаимодействия между элементами (механическими квантами) этой структуры минимизированы – состояние идеальной упругости в динамике.

3.Анализ диаграммы эволюции трущихся поверхностей позволяет выявить предельные энергетические состояния трибосистемы (контакта трения). Максимальное состояние определяет энергетический уровень критического объема трения (объем элементарной трибосистемы); минимальное состояние определяет энергетический уровень наименьшего объема структурного образования (трибоподсистема (механический (нано) квант)) элементарной трибосистемы.

5. Определены энергетические параметры механического (нано) кванта диссипативных структур трения: поверхностная и внутренняя энергии, энергия разрыва межатомной связи (образования вакансии).

6.Количественная оценка энергетического состояния механического кванта достоверно коррелирует с фундаментальным принципом эргодинамики деформируемых тел в рамках структурно-энергетической интерпретации процесса пластической деформации и разрушения элемента твердого тела.

7.Энергетические параметры механического кванта, как наименьшей частицы (структуры) материального твердого тела, возможно рассматривать с позиций энергетического потенциала Гиббса в его термодинамической модели для равновесных (обратимых) процессов.

8.Элементарную наноструктуру деформируемых твердых тел (механический квант) следует рассматриваться как стандарт износа и применять для оптимизации, например, долговечности реальных тяжелонагруженных систем Герцевского контакта трения и др.

Литература

1.Фёдоров С.В. Основы трибоэргодинамики и физико-химические предпосылки теории совместимости.- Калининград: КГТУ,2003. – 415с.

2. Fedorov S.V. Generalized Energy Model of Sliding Friction Coefficient and Regularities of Tribosystem Evolution. Transactions of the World Tribology Congress 2013, Torino, Italy, September 8-13, 2013, ISBN 9788890818509.

****

НАДЕЖНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СООРУЖЕНИЙ И УСТРОЙСТВ

Ромбах В. П.
USA, Edmonds, WA Catastrophes Preventing Research Laboratory
vrombakh@yahoo.com

Abstract. Reliability and Durability of Structures and Devises.

An experimental study of the processes of destruction of a solid is performed. It is established that X-rays are emitted during deformation and fracture. It is shown that the reliability and longevity of the material is due to the ratio of the velocity of energy accumulation to the velocity of its dissipation.

Key words: destruction, reliability, X-rays.

Увеличение скорости и массы транспортировки грузов, числа пассажиров, создание гигантских сооружений невозможно без разработки методов повышающих надежность эксплуатации сооружений и устройств, снижающих, или полностью исключающих, влияние человеческого фактора. Основу таких методов составляют научные открытия и современная экспериментальная техника.

Краеугольным камнем любой физической теории является проблема источника энергии.

Д. К. Максвелл в письме к лорду Кельвину (1856 г) высказал идею о том, что потенциальная энергия деформированного тела $U=U_1+U_2$, (1), где U_1 интерпретируется автором, как энергия связи между атомами недеформированного тела, тогда как U_2-как энергия метастабильных атомов в локальной области твердого тела, названной доменом разрушения. Многочисленные экспериментальные факты свидетельствуют о существованиии таких областей.

Прямым подтверждением этой гипотезы является эксперимент, выполненный автором.

Экспериментальная установка показана на Рис. 1.



Рис. 1

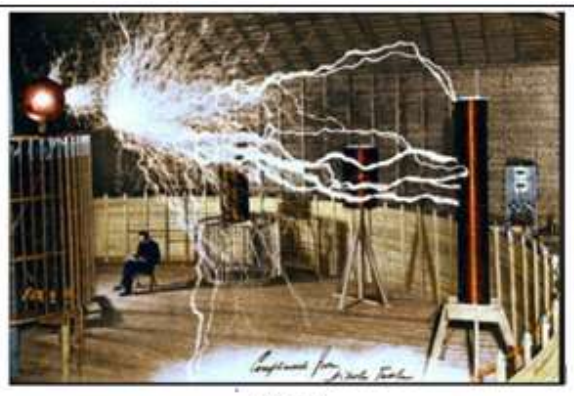


Рис. 2

Поток искр, который возник в результате трения полотна ножовки по металлу и камня, направлен в коробочку, помещенную в фотоаппарат вместо объектива. Затвор фотоаппарата закрыт и заблокирован. В фотоаппарате находится цветная фотопленка, которая фиксирует электромагнитное излучение из частиц, адсорбированных на липкой стороне скотча, закрывающего дно коробочки. Так как затвор фотоаппарата закрыт, то видимые и ультрафиолетовые лучи не попадают на фотопленку.

На Рис. 2 приведена фотография, сделанная в начале 20 столетия. Никола Тесла предложил использовать вместо генераторов постоянного тока, изобретенных Эдисоном, геренаторы переменного тока. Эдисон заявил, что переменный ток особо опасен для человека. Авторитет Эдисона был столь велик, что никто не решался субсидировать работы Тесла. Тесла был гениальным изобретателем, который в отличие от Эдисона, понимал законы природы более глубоко. Он сконструировалгенератор, который носит его имя. Колебательный контур генератора состоит из катушки с большим числом витков, которая видна на фотографии в виде башни, и конденсатора большой емкости. Высокочастотные электромагнитные волны ионизировали воздух, возбуждая свечение.



Рис. 3

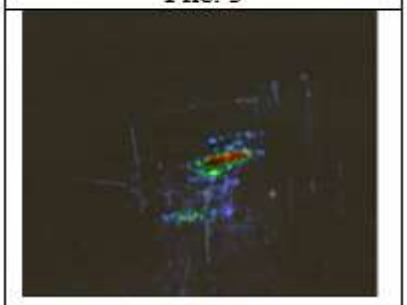


Рис. 4

Эта демонстрация показывает, что переменный ток не столь опасен, как в этом пытался убедить Эдисон, и генераторы переменного тока начали свое победное наступление. Этот пример приведен не только для того, чтобы показать, каким образом Тесла привлек внимание инвесторов. Для нас более важной проблемой является надежность и обеспечение безопасности на основе более глубокого понимания явлений природы. Для этого необходимо объяснить, что общего между многометровыми молниям Тесла и маленькими искрами, полученными при трении, чем они отличаются и как это явление использовать.

Безопасность использования микроволнового излучения обусловлена малой энергией фотонов и низкой проникающей способностью. В современных микроволновых печах частота излучения равна 2,45 ГГц. Следовательно, энергия фотонов равна $1 \cdot 10^{-5}$ эВ, которая соответствует энергии тепловых колебаний атомов. Такие фотоны, лишь нагревают приповерхностный слой тела человека.

Чтобы понять какова энергия фотонов, излученных из частиц сплава на основе железа, обратимся к эксперименту. На дне коробочки под слоем льда при температуре -12ºС находится кончик стержня шариковой авторочки, изготовленный их сплава меди. Фотография, полученная при облучении излучением из частиц, образовавщихся после разрушения, показана на Рис.3. Фотография, показанная на Рис. 4, получена после того, когда лед растаял. Четырехкратное изображение обусловлено перемещением образца, вызванного вибрацией двигателя. На фотографии просматриваются контуры пластмассовой коробочки.

Этот эксперимент позволяет сформулировать закон разрушения твердых тел.

Разрушение есть результат стимулированного излучения энергии, аккумулированной в локальных областях, образовавшихся в результате изменений структуры атомного ядра и/или электронной оболочки атомов.

Следствие

Разрушение неизбежно, если скорость аккумуляции энергии превышает скорость ее диссипации.

Разрушение наступит, когда отношение U_1/U_2, превысит некоторый предел $\frac{U_1(t_c)}{U_2(t_c)} > C_d$ (2),

или $U_1(t_c) - U_2(t_c) > R_2$ (3).

Метастабильное состояние обусловлено переходом электронов на некоторый энергетический уровень, в результате которого энергия атома превышает энергию нормального состояния. Такое состояние неустойчиво и электрон переходит на нормальный уровень с минимальной энергией. Переход атома из метастабильго состояния в нормальное может быть как спонтанным, так и стимулированным (инуцированным).

Фотоны, излученные спонтанно, разнонаправлены. Большей частью они поглощаются в твердом теле, повышая его температуру. Образование пор, трещин или разрушение происходит только при стимулированном излучении.

Таким образом, в домене разрушения происходит аккумуляция энергии и ее диссипация. Скорость этих процессов различна. Отношение скорости аккумуляции энергии к скорости ее диссипации (скорость износа) предопределяет время безопасной эксплаутации сооружения или устройства. Именно это соотношение, а не прочность материала, характеризуют надежность и долговечность сооружения или устройства. Если скорость аккумуляции в течение каждого цикла внешнего воздействия остается выше скорости диссипации, то разрушение неминуемо.

Современная экспериментальная техника позволяет обнаружить источник электромагнитного излучения, состоящего из десятка или сотни атомов, т.е. детектировать рождение домена разрушения на наноуровне. Биологи успешно решают более сложные задачи, исследуя ДНК, или в автоматическом режиме, определяя содержание кислорода в крови.

Нет никаких принципиальных препятствий для количественной оценки изменений ΔU_1 и ΔU_2 на каждом этапе экспериментального исследования. Это позволит создать сенсоры, устройства и компьютерные программы для неразрушающего контроля наиболее опасных мест, разрушение которых исключает возможность эксплуатации всего сооружения или устройства.

Практически все изделия прозрачны для рентгеновских лучей. Проведенный эксперимент показал, что рентгеновское излучение имеет место как в момент разрушения, так и из фрагментов, образовавшихся в результате разрушения. Но в момент разрушения излучение фотонов не наблюдается, ибо они поглощаются атомами, которые удаляются друг от друга. Сам факт разрушения свидетельствует о том, что разрушение произошло в результате поглощения фотонов, в том числе рентгеновского диапазона. Энергия фотона рентгеновского диапазона в десятки миллионов раз превышает энергию фононов (энергию упругих колебаний одного атома).

Возникает вопрос: «Почему в металле с легкостью возникают фотоны с такой колоссальной энергией?» Ответ на этот вопрос прост. Над поверхностью твердого тела, всегда существет облако электронов, которые вырываются из него. Два таких облака образуются между зернами материала. Смещение одного облака по отношению к другому сопровождается изменением электрического поля, которое вызывает изменение магнитного поля. Эти изменения распространяются в проводниках и диэлектриках в виде электромагнитных волн. Фотоны, рожденные по обе стороны от границы, распространяются как в зерне, которое играет роль резонатора, так и вдоль границ зерен, которые образуют волновод. Берущие и отраженные волны интерферируют, образуя стоячие волны. Это приводит к образованию метастабильных атомов, стимулированное излучение которых является причиной разрыва связей и потерей целостности твердого тела.

The author's works are published on the Internet:

https://catastrophes-preventing.com

****

ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АМОРФНЫХ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА И МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

Блинова Е.Н., Пермякова И.Е., Томчук А.А., Сундеев Р.В., Филиппова В.А.

ИМФМ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина Москва, Россия blinova_en@rambler.ru

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, калориметрии, магнитометрии, микроиндентиро-вания и ряда других методов проведено комплексное исследование поведения аморфных сплавов на основе железа, кобальта и титана в процессе нагрева, ведущего к переходу аморфного состояния в кристаллическое. Установлено, что температурно-временная стабильность аморфных сплавов, полученных закалкой из расплава, превосходит незначительно стабильность аморфного состояния, полученных методом деформационного воздействия. Показано, что предварительная ультразвуковая обработка по оптимальному режиму способствует повышению температурно-временной стабильности аморфных сплавов, полученных с помощью мегапластической деформации.

****

РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-ФИЗИЧЕСКИХ ПРИНЦИПОВ БОЛЬШИХ (МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ) ДЕФОРМАЦИЙ.

Глезер А.М., Тимшин И.А.
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина; НИТУ «МИСиС»
Москва, Россия
glezer@mail.ru

В докладе предпринята попытка сформулировать единый подход к явлениям, сопровождающим большие пластические деформации, в рамках изложенных ниже концептуальных представлений.

1. Очень большую (**МЕГА**пластическую) деформацию следует рассматривать как физически обусловленную стадию пластической деформации, наступающую вслед за **МИКРО**скопической и **МАКРО**скопической стадиями деформации вне зависимости от характера и величины механических напряжений, приложенных к твердому телу.

2. Мегапластическую деформацию необходимо описывать в рамках неравновесной термодинамики в качестве открытой синергетической системы и существования в ней дополнительных (относительно макроскопической деформации) каналов диссипации механической энергии.

3. Мегапластическая деформация характеризуется рядом основополагающих и присущих исключительно ей процессами и явлениями:

Фрагментация. Образование высокоугловых границ зерен.

Отсутствие деформационного упрочнения.

Низкотемпературная динамическая рекристаллизация.

Циклический характер структурно - фазовых превращений.

Аномально высокая диффузионная подвижность атомов.

Фазовые превращения, ведущие как к повышению, так и к понижению свободной энергии системы.

Аморфизация.

4. За последние годы было обнаружено еще несколько «странных» явлений, присущих мегапластическим деформациям:

Обратимость характера структурных и фазовых превращений при изменении температуры деформации.

Восстановление дальнего атомного порядка по мере роста величины деформации.

Заметное повышение намагниченности насыщения при мегапластических деформациях ферромагнитных материалов.

Все эти явления могут быть физически описаны в рамках сформулированных выше принципов.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК $LINBO_3$

Дыбов В.А.
Россия, Воронежский государственный технический университет, email: dybovvlad@gmail.com

MECHANICAL PROPERTIES OF TEXTURED FILMS $LINBO_3$

V.A. Dybov

In this work we investigate the structure and phase composition by the methods of transmission electron microscopy and X-ray diffractometry, the morphology of the surface by atomic force microscopy. Also we determined the elastic-plastic characteristics of films with a thickness of 300 nm obtained on the (001) Si surface by the radio-frequency magnetron sputtering (RFMS) of a single-crystal $LiNbO_3$ target of

congruent composition by the nanoindentation method of the Berkovich diamond indentor. The effect of the substrate temperature and the power of the RF discharge on the average grain size in the resulting coatings is established. Increase in hardness of coatings with an increase in the average grain size is shown.

В работе методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеновской дифрактометрии исследованы структура и фазовый состав, методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) морфология поверхности, а методом наноиндентирования алмазным индентором Берковича упруго-пластические характеристики пленок толщиной 100-300 нм, полученных на поверхности (001) Si в процессе высокочастотного магнетронного распыления (ВЧМР) монокристаллической мишени $LiNbO_3$ конгруэнтного состава.

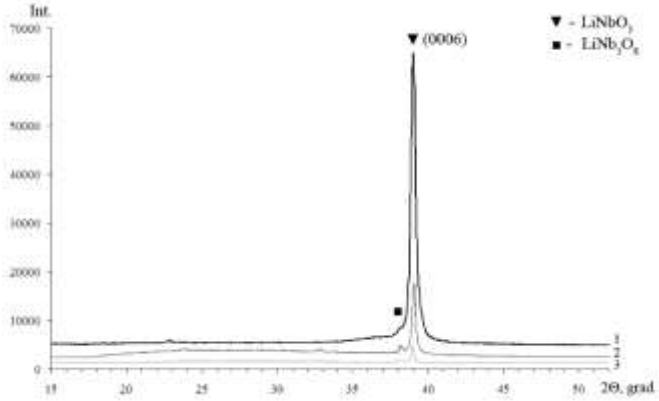


Рис.1 Рентгеновские дифрактограммы пленок, полученных в процессе ВЧМР мишени $LiNbO_3$ при температуре подложки 550°С и удельной мощности вч-разряда 15 (кривая 1) и 23 Вт·см$^{-2}$ (кривая 3) и при температуре подложки

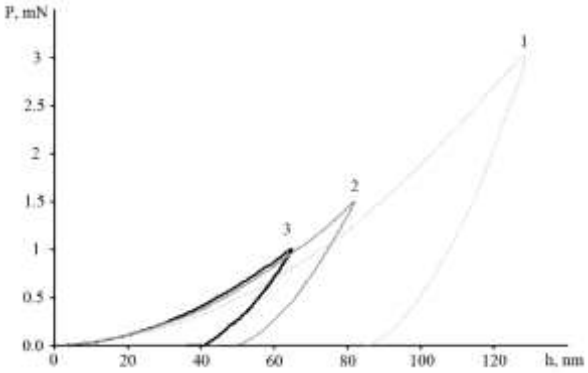


Рис. 2 Диаграмма зависимости глубины проникновения индентора от величины нагрузки для текстурированных пленок на основе $LiNbO_3$ толщиной 300 нм со средним размером зерен 20 (кривая 1), 30 (кривая 2) и 35 нм (кривая 3)

На рисунке 1 представлены дифрактограммы пленок, полученных в процессе ВЧМР при температуре подложки 550°С и удельной мощности вч-разряда 15 (кривая 1) и 23 Вт·см$^{-2}$ (кривая 3) и при температуре подложки 600°С и удельной мощности вч-разряда 15 Вт·см$^{-2}$ (кривая 2). При всех режимах формируются кристаллические пленки, структура преобладающей фазы в которых соответствует кристаллической решетке $LiNbO_3$,. Зерна $LiNbO_3$ преимущественно ориентированы вдоль направления <0001>, нормального поверхности подложки. Кроме того, пленки содержат относительно малое количество кристаллической фазы с решеткой $LiNb_3O_8$. Из анализа дифрактограмм определены области когерентного рассеяния в направлении <0001>, составляющие 20, 30 и 35 нм для кривой 1, 2 и 3 соответственно. Соответствие ОКР среднему размеру зерна в пленках, подтверждено методами ПЭМ и АСМ. Таким образом, увеличение температуры подложки, как и увеличение мощности вч-разряда в процессе ВЧМР приводят к увеличению размера зерен в получаемых покрытиях.

Из анализа данных наноиндентирования установлено, что деформация пленок носит упруго-пластический характер (рис. 2). С увеличением среднего размера зерна в покрытиях наблюдается рост твердости от 8,5 ГПа для пленок со средним размером зерен 20 нм до 10,9 ГПа в пленках со средним размером зерен 35 нм. Значение модуля Юнга во всех случаях практически одинаково и составляет ~180 ГПа.

****

СУБСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГИДРОКСИАПАТИТА

Иевлев В.М. [1], Костюченко А.В. [2]

[1] Россия, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, rnileme@mail.ru,
[2] Россия, Воронежский государственный технический университет, av-kostuchenko@mail.ru

SUBSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTYES OF HYDROXYAPATITE

Ievlev V.M., Kostyuchenko A.V.

In the present work by the method Transmission Electron Microscopy were studied the substructure of microcrystalline hydroxyapatite (HA) ceramics before and after severe plastic deformations and substructure of nanocrystalline HA films before and after deformation by the indentation.

В работе представлены результаты исследования методом высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии субструктуры компактной микрокристаллической гидроксиапатитовой (ГА, Ca10(PO4)6(OH)2) керамики до и после интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под давлением 6 ГПа, нанокристаллических покрытий ГА на титане до и после деформации алмазным индентором Берковича.

Исходные субмикрокристаллическая керамика и нанокристаллические покрытия ГА имеют компактную структуру. Нанопоры на границах и в тройных стыках отсутствуют. Установлено, что для границ зерен (ГЗ) в ГА характерным является образование ступенек по призматическим плоскостям системы $\{1\bar{1}00\}$ одного из соседних кристаллов. В случае неплоских границ плоскости $\{1\bar{1}00\}$, параллельные ступенькам, наблюдаются в зерне с выпуклой границей. Высота ступеней кратна $d_{1\bar{1}00} \approx 0{,}8$ нм (рис. 1а).

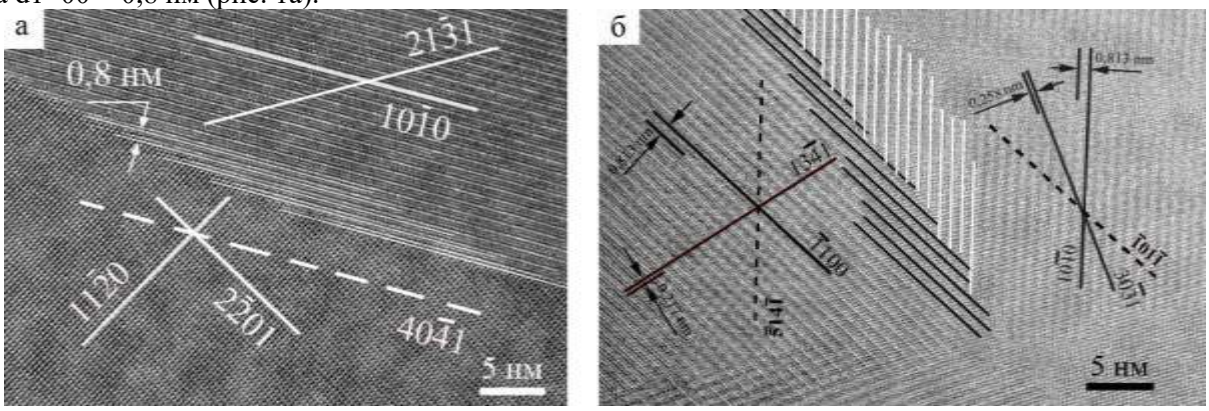


Рис. 1. ПЭМ-изображения фрагментов ультратонкого среза субмикрокристаллической керамики ГА с участком неравновесной (а) и равновесной (б) границы между зернами

С учетом того, что в решетке ГА плоскости $\{1\bar{1}00\}$ имеют минимальную энергию [1], сделано предположение, что механизм рекристаллизационного роста одного из двух соседних зерен при их произвольной взаимной ориентации можно описать слоевым нарастанием вдоль фронта, параллельного одной из призматических плоскостей системы $\{1\bar{1}00\}$ ГА. В качестве мобильных единиц при перестроении границ могут выступать кластеры Ca9(PO4)6, (кластер Познера), Ca3(PO4)2 и группы PO43-. При этом направление фронта рекристаллизационного роста при образовании границы между произвольно ориентированными кристаллитами ГА будет, вероятно, обусловлено начальной ориентацией призматических плоскостей в каждом из зерен по отношению к границе. Формирование ГЗ на финишной стадии рекристаллизации керамики и покрытий ГА следует ожидать через фасетирование со ступеньками по плоскостям низкой энергии со стороны обоих зерен, в частности, по призматическим системы {1-100} (рис.1б). Второй установленный вариант образования устойчивых ГЗ в ГА – формирование частично когерентного сопряжения по плоскостям малых индексов соседних зерен. Периодическая дислокационная структура таких границ представлена зернограничными дислокациями решеточного типа и описывается моделью Пампри [2].

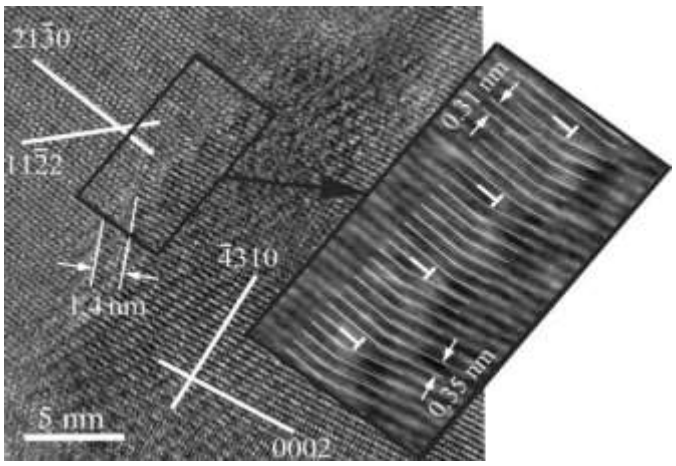


Рис. 2. ПЭМ-изображения фрагмента ультратонкого среза керамики ГА, подвергнутой ИПД

В результате пластической деформации покрытий и керамики ГА в условиях всестороннего сжатия (ИПД, наноиндентирование) компактная структура в объеме керамики и покрытий сохраняется. При этом наблюдается повышение дисперсности зеренной структуры и образование включений трехкальциевого фосфата (α-ТКФ, α-Ca3(PO4)2) и аморфного фосфата кальция. В объеме зерен ГА дислокации деформационного происхождения не выявляются. Предложенный механизм структурной и фазовой трансформации кристаллического ГА связан с разрывом связей, фрагментацией до уровня кластеров Ca9(PO4)6, Ca3(PO4)2 и групп PO43-, межкластерным проскальзыванием и конкурирующим процессом кристаллизации аморфной фазы с образованием зерен ГА и α-ТКФ. Как и в случае исходных субмикрокристаллической керамики и нанокристаллических покрытий ГА в деформированных образцах выявлены большеугловые границы с дислокационной структурой (рис. 2). ГЗ специального типа в деформированном ГА не выявляются.

Полученный результат свидетельствует о подобии механизмов рекристаллизации ГА в процессах отжига и пластической деформации. Вопрос об участии установленных ГЗ в ГА в механизме межзеренного проскальзывания в процессе деформации нанокристаллического ГА требует дальнейшего рассмотрения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (№15-03-09186).

Список литературы

1. K. Sato, T. Kogure, H. Iwai Amer. Cer. Soc., 2002, 85, 3054-3058.
2. Pumprey P. H. A Scripta Metallurgica, 1976, V.6, P.107-114.

****

ЕМКОСТНОЙ БЕСКОНТАКТНЫЙ ДАТЧИК ДЕФОРМАЦИИ. ДИАГНОСТИКА И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ДОЛГОВЕЧНОСТИ

Овчинников И.Н.[1], Ермишкин В.А.[2]

[1]Россия, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, iovchin@bmstu.ru

[2]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия.

CAPACITIVE PROXIMITY SENSOR DEFORMATION. DIAGNOSIS AND PREDICTING THE REMAINING LIFE

Ovchinnikov I.N.[1], Ermishkin V A.[2]

Examines the problem of diagnostics of the fatigue damage and remaining life prediction of engineering structures and machines long-term use, operating under cyclic loading conditions. Are capacitive non-contact strain sensor are capacitive contactless sensor deformation. Discusses the physical basis for contactless diagnostics of damage of materials measurements of strain and the possibility of using "deformation method for diagnostics of a residual resource" for assessment of technical condition of objects and their suitability for further use.

Основой контроля не вращающихся объектов длительного пользования, в том числе в авиации, наиболее вибронагруженном виде техники, является визуальный осмотр конструкций, позволяющий обнаружить на поверхности достаточно заметную усталостную трещину. Для наиболее опасных участков конструкций проводится рентгеновский, ультразвуковой, акустоэмиссионный, вихретоковый контроль с целью поиска образовавшихся дефектов. Но эти методы не поддаются точному метрологическому контролю, многие дефекты не дают однозначной связи с НДС объекта, что и не позволяет достоверно прогнозировать остаточный ресурс долговечности.

Проведено исследование усталости образцов материала с десятью типами спектров вибрации (моно – и полигармонических, случайных с различной шириной спектра) по специальной методике с использованием бесконтактных емкостных датчиков деформации (рис.1) **[1].** Эти датчики, в отличие от тензорезисторов, не деформируются вместе с объектом и не изменяют свои метрологические характеристики вследствие накопления повреждений, что позволило получить результаты испытаний с высокой степенью достоверности при всех типах спектров.

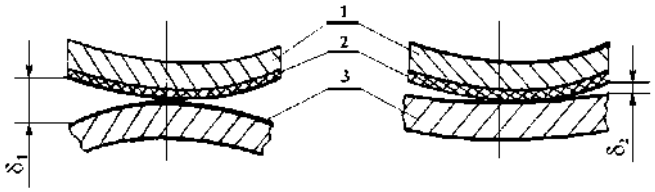


Рисунок 1 - Емкостной датчик деформаций для плоских и цилиндрических поверхностей (ЕДД-1)

Датчик состоит из металлической обкладки 1 с цилиндрической рабочей поверхностьючерез слой диэлектрика 2 прижатой (или расположенной очень близко) к исследуемой поверхности 3, являющейся второй обкладкой конденсатора.

В процессе испытаний для всех десяти режимов впервые удалось получить "деформационную характеристику усталостного разрушения" ─ изменение во времени средней деформации в опасном сечении образца при постоянном значении средней виброскорости (рис. 2).

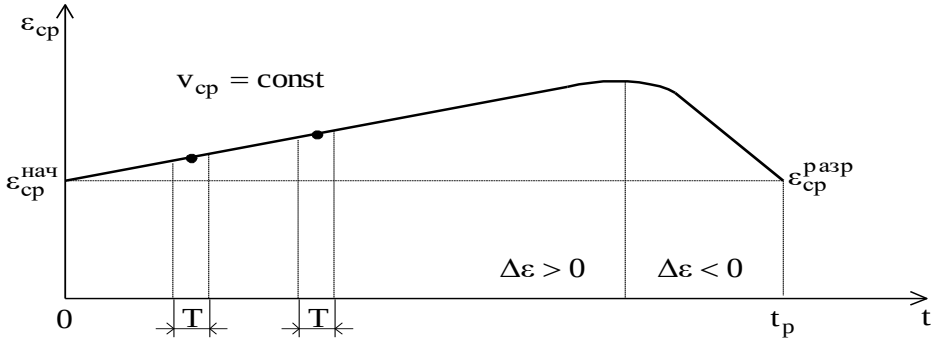


Рисунок 2. Деформационная характеристика усталостного разрушения сплава АМг6Б

На рисунке 2 показаны: $\varepsilon_{cpi} = \varepsilon_{cp}^{нач}$ - начальное значение средней деформации; $\varepsilon_{cp}^{разр} = \varepsilon_{cp}^{нач}$ - значение средней деформации при разрушении образца; Δε – приращение деформации; Т – время измерения деформации., при постоянной величине виброскорости (ускорения) деформация не остается постоянной, а начинает возрастать и достигает экстремума (на 15 – 60% более начального значения в зависимости от типа спектра и уровня нагружения) после исчерпания порядка 75% ресурса. В этот период происходит зарождение магистральной трещины. Затем деформация уменьшается более резко почти до начального значения, и происходит разрушение образца из-за развития магистральной трещины [2]. Для разных материалов характеристики несколько отличаются.

При положительном знаке приращения деформационной характеристики усталостного разрушения материал конструкции работает в безопасной области, при смене знака производной (Δε<0) необходимо принимать соответствующее решение по обеспечению безопасности конструкции. Деформационная система диагностики, оснащенная бесконтактными емкостными датчиками, должна устанавливаться на объект контроля (самолет, магистральный трубопровод,

морская платформа, мост) для работы в эксплуатации. Ее задача - сравнивать процесс изменения деформации материала конструкции с находящейся в памяти системы деформационной характеристикой усталостного разрушения.

При стандартных испытаниях строят кривую усталости по начальному значению деформации. А по сути, как показывает деформационная характеристика усталостного разрушения материала, кривую усталости следует строить по среднему значению напряжения (деформации) за весь период нагружения Ошибки по долговечности за счет недостоверного определения деформаций при построении кривой усталости, где время до разрушения t_p откладывается в логарифмическом масштабе, могут составлять сотни процентов. Именно благодаря высокой степени достоверности результатов испытаний удалось путем подбора системы координат представить десять кривых усталости для всех испытательных режимов в аналитическом виде. Графически это изображалось сначала пучком параллельных прямых, а затем и одной прямой, что очень удобно для прогнозирования усталостных свойств материала [3]. Достоверность результатов испытаний продвинула фотометрический анализ структурных изображений (ФАСИ), тоже диагностику усталостного разрушения, периодический контроль [4]. Обнаружено также существование «собственных полос спектра», по сути аналогичных собственным частотам, но проявляющимся при широкополосной случайной вибрации [5]. Это свойство позволяет назначать режимы ускоренных испытаний, не повышая уровня нагружения, что приводит уже к другому качеству процесса накопления усталостных повреждений.

Вид представленной деформационной характеристики усталостного разрушения подтверждает кинетическую теорию прочности, рассматривающую разрушение не как единичный акт (в отличие от механики сплошной среды и механики разрушения), а как процесс рассеянного зарождения микроповреждений, их подрастания, объединения в магистральную трещину с последующей локализацией повреждений вблизи вершины трещины и окончательного разрушения. Это подтверждается и при испытаниях с постоянной деформацией (такая аппаратура нигде не производится из-за малой надежности тензодатчиков, реально нагружать можно лишь с использованием ЕДД): кривая изменения виброскорости имеет экстремум после исчерпания порядка 95% ресурса [2].

Кривые усталости при сложных нагрузках (полигармонических и случайных) лежат ниже, чем при гармонических, поэтому разрушение образцов при равных напряжениях происходит быстрее практически на порядок. И это важно учитывать при оценке ресурса конструкции, т.е., надо иметь значения предела усталости материала для двух- и трехчастотного и случайного нагружения.

Список литературы

1. Овчинников И.Н. Емкостной датчик для измерения изгибных деформаций. Приборы и системы управления. 1995. №3. С. 25.

2. Овчинников И.Н. Виброиспытания, диагностика и прогнозирование усталостного разрушения. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2004. 128 с.

3. Овчинников И.Н., Ермишкин В.А. Аналитическое описание кривых усталости. Проблемы механики современных машин. Материалы третьей международной конференции. Т. 1. Улан - Удэ: РИО Восточно-Сибирского государственного технологического университета, 2006. – С. 183-187.

4. Овчинников И. Н., Ермишкин В.А. Достоверность результатов испытаний на вибрацию. Диагностика и прогнозирование усталостного разрушения. Вестник Самарского аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева, № 3 (34), Ч.1, 2012. - С. 377-384.

5. Ovchinnikov I.N. A new property of the mechanical systems – own spectrum bands. Proceedings 22 International Congress on Sound and Vibration. Florence, Italy, 12-16 July, 2015.

****

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕДИ М0Б

Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Борзенко А.П.
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Украина
E-mail: sennikova_lf@ukr.net

Обработка металлов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из наиболее перспективных методов получения материалов с высокими физическими и механическими свойствами. Особое внимание уделяется вопросам формирования прочностных свойств и влияния на эти процессы различных дефектов кристаллического строения, размера зерна и микропор.

Многочисленные исследования по изучению структуры материалов, подвергшихся ИПД, констатируют, что наблюдается сложное сочетание дефектных структур различных уровней – точечные дефекты, дислокации, границы зерен и трехмерные дефекты кристаллической решетки в виде микропор и микротрещин. Однако информация эта довольно противоречива и неоднозначна.

Предполагается, что накопление больших значений суммарной деформации с малыми разовыми степенями вносит меньше деформационных повреждений, чем в случае применения больших разовых деформаций, что позволяет повысить прочностные свойства материала.

Поэтому, нами была выбрана схема равноканального углового прессования, позволяющая деформировать материал при сдвиговой деформации в дробном режиме (e < 1).

Цель настоящей работы заключалась в изучении эволюции зеренной и дефектной структуры (микропор) меди в результате деформации равноканальным угловым прессованием в дробном режиме, и влиянию этих структурных характеристик на механические свойства материала.

Исследовались образцы меди марки М0б диаметром 14 мм в исходном состоянии (после отжига 600˚С, 2 часа) и после деформации РКУП. Накопление деформации осуществляли повторением циклов в интервале от 1 до 8. Разовая эквивалентная деформация за один цикл прессования составляла e = 0.2.

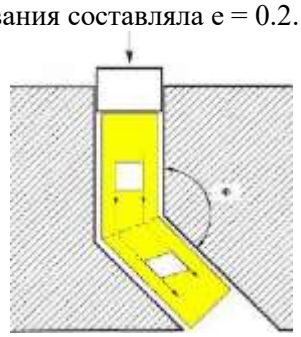
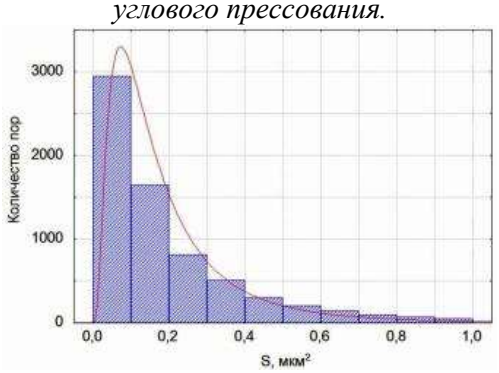


Рис. 1. Схема равноканального углового прессования.

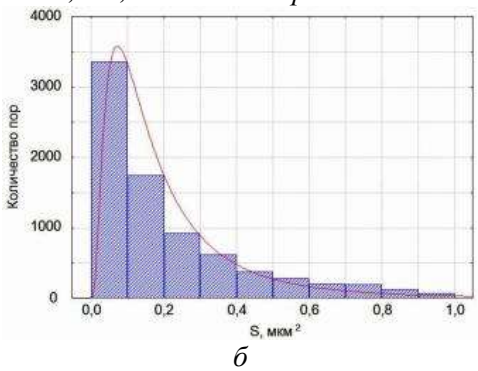


а *б*

Рис. 2. Оптическая микроскопия меди М0б: а – после отжига 600˚С, 2ч.; б – после 8 проходов РКУП (e = 1.6).



а



б

Рис. 3. Гистограммы распределения микропор по размерам (площади) для меди М0б: а – после отжига 600˚С, 2ч.;
б – после 8 проходов РКУП (e = 1.6).

Схема деформации показана на рис. 1. Прессование заготовок осуществлялось на лабораторной установке, смонтированной на базе гидравлического пресса усилием 250 тс с использованием деформирующих блоков с рабочими каналами 15 мм. Деформирующий блок представляет собой набор толстостенных поворотных втулок с пересекающимися каналами одинакового диаметра. Втулки размещены в корпусной обойме. Угол пересечения втулок в данном случае $\phi = 160^0$.

Дефектную структуру (микропоры, микротрещины), свойства образцов в исходном состоянии и после деформации анализировали методами дюрометрических (твердомер Виккерса HV-5), волюметрических (весы SHIMADZU) исследований, растровой электронной микроскопии (JEOL JSM-6490).

Сканирование поверхности поперечного шлифа медных прутков, диаметром 14 мм, проводили с помощью растровой электронной микроскопии в BEC – режиме с шагом 1 мм.

Зеренную структуру исследовали с помощью оптической микроскопии (микроскоп ZEISS, Axiovert 40 MAT).

На рис.2 представлена микроструктура медного образца диаметром 14 мм в исходном состоянии (после отжига 600 ºС, 2 часа) и после 8 проходов РКУП с накопленной деформацией $\Sigma e = 1.6$. В исходном отожженном состоянии структура представляет собой рекристаллизованные зерна величиной в среднем ~ 130мкм. Наблюдается структурная неоднородность по величине зерна и наличие множества двойников отжига. Твердость по Виккерсу отожженного образца соответствовала 630 МПа. В процессе деформации РКУП происходит измельчение структурных составляющих и структура приобретает мелкозернистое строение. После 8 проходов деформации РКУП ($\Sigma e = 1.6$), средняя величина зерна составляет ~ 40 мкм., а твердость увеличивается до 1050 МПа.

При этом, величина зон ОКР (блоков мозаики) по оценке рентгеноструктурным методом анализа ~ 53 нм, а уровень микронапряжений очень незначительный $\Delta a/a = 3.28 \cdot 10^{-4}$.

Необходимо отметить, что в эволюции структуры меди при РКУП с дробным режимом деформации в меньшей степени отмечаются особенности, связанные с активизацией процессов возврата и рекристаллизации, обусловленные большими пластическими деформациями, и фактором внешнего трения. Небольшие единичные интенсивности и соответствующий им малый эффект разогрева образцов при деформации не способствуют процессам динамического возврата и рекристаллизации, а это позволит в процессе РКУП получить СМК – структуру материала [1].

Известно, что образование микродефектов в процессе деформации приводит не только к снижению конструкционной прочности и надежности металла, но и изменяет его физические свойства, в частности, плотность. В работе [2] был оценен вклад кристаллических дефектов и напряжений в изменение плотности при деформации. Было показано, что уменьшение плотности материала за счет увеличения плотности дислокаций не превышает 10^{-6} г/см^3, вклад в изменение плотности от увеличения концентрации вакансий – 10^{-13} г/см^3 , от микронапряжений – 10^{-6} г/см^3. Поэтому, был сделан вывод, что существенное изменение плотности может быть только результатом образования микропор и микротрещин. В нашем случае, изменение плотности меди после деформации с суммарной степенью $\Sigma e = 1.6$, по отношению к образцу после отжига, составляет ~ 0.1%.

Методом растровой электронной микроскопии получены данные о деформационной пористости меди в результате РКУП и построены гистограммы распределения пор по размерам (рис.3). Показано, что с увеличением степени деформации до $\Sigma e = 1.6$, количество микропор незначительно меняется по отношению к отожженному состоянию материала. При этом наблюдается существенное измельчение зеренной структуры и рост твердости в несколько раз, а как известно, мелкозернистая структура и, следовательно, большая протяженность границ зерен, сдерживают образование новых несплошностей и тормозят развитие уже существующих [3]. Подавляющее большинство пор имеют размеры десятых и сотых долей микрона.

Таким образом, анализ полученных экспериментальных данных по структуре, упрочнению и деформационной пористости медных образцов в результате РКУП показал, что для получения СМК-структуры, а следовательно, уменьшения деформационной пористости и повышения прочностных свойств материала необходимо увеличивать суммарную деформацию. Для этого будут продолжены исследования и опробованы другие технологические условия и режимы РКУП.

Литература

1.Матросов Н.И., Сенникова Л.Ф., Павловская Е.А., Дугадко А.Б., Медведская Э.А., Шевченко Б.А., Металлофиз. новейшие технол. 25, №10, 1321 (2003).

2.Баранов Ю.В., Сахвадзе Г.Ж.., Столяров В.В., Вестник научно-технического развития 38, № 10, (2010).

3.Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И., Поры в твердом теле, Энергоатомиздат, Москва (1990).

****

СТАТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА TI-20NB-10TA-5ZR СПЛАВА

Севостьянов М.А.[1], Шатова Л.А.[2], Насакина Е.О.[1], Сергиенко К.В., Баикин А.С.[1], Конушкин С.В.[1], Каплан М.А.[1], Колмаков А.Г.[1]

1Россия, Москва, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, e-mail:cmakp@mail.ru
2Россия, Воронеж, Воронежский Государственный Технический Университет

STATIC PROPERTIES OF TI-20NB-10TA-5ZR ALLOY

Sevost'yanov M.A., Shatova L.A., Nasakina E.O., Sergienko K.V., Baikin A.S. , Konushkin S.V., Kaplan M.A., Kolmakov A.G.

In this paper, we study the static properties of the wire samples of the alloy Ti-20Nb-10Ta-5Zr.

В настоящее время ведутся работы в области создания титановых сплавов с памятью формы, проявляющих сверхупругое поведение, которые содержат только нетоксичные элементы и удовлетворяют потребностям имплантата по физико-химическим, механическим и биологическим свойствам.

Материалы на основе титана, обладают уникальным сочетанием характеристик, таких как высокая прочность, низкая плотность (высокая удельная сила), высокая устойчивость к коррозии, полная инертность к окружающей среде тела, биосовместимость и низкий модуль упругости [1-3].

В данной работе проводили исследование проволочных образцов диаметром 280 мкм статических свойств сплава Ti-20Nb-10Ta-5Zr.

Изготовление сплава осуществлялось в несколько этапов.

На первом этапе получают слитки по 25 г. Плавка сплавов проводится в семилуночном медном водоохлаждаемом поддоне на электродуговой вакуумной печи LK-8 с нерасходуемым электродом в среде избыточного давления гелия или аргона при —1,8 атм. несколько раз, что обеспечивает точный состав по всему объему слитка.

Далее в этих же условиях полученные слитки сплавлялись в слитки массой 100 г., а следующим этапом являлся гомогенизирующий отжиг в вакуумной горизонтально-шахтной печи.

После получения слитков проводилась ступенчатая прокатка образцов для получения прутков 3,8-4,2 мм и далее волочение до получения проволоки диаметром 280 мкм.

Проведены комплексные исследования однородности распределения элементов сплава Ti-Nb-Ta-Zr с помощью оже-спектрометра, структуры на оптическом микроскопе Olympus GX51, изломов проволоки после статических испытаний на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Vega SBU II фирмы Tescan и статические свойства с помощью испытательных машин Instron 3382.

Работа выполнена при поддержке РФФИ проекта № 16-08-01132 А.

Список литературы

1,С.М. Дубинский, С.Д. Прокошкин, В. Браиловский, А.В. Коротицкий, К.Э. Инаекян, М.Р. Филонов, М.И. Петржик. Структурообразование при термомеханической обработке сплавов Ti-Nb-(Zr,Ta) и проявление эффекта памяти формы. Физика металлов и металловедение, 2011, т. 112, No. 5, с. 503-516.

2.E. O. Nasakina, A. S. Baikin, M. A. Sevost'yanov, A. G. Kolmakov, V. T. Zabolotnyi, K. A. Solntsev. Properties of nanostructured titanium nickelide and composite based on it // Theoretical Foundations of Chemical Engineering, 2014.

3.Patrik Stenlund, Omar Omar, Ulrika Brohede, Susanne Norgren, Birgitta Norlindh, Anna Johansson, Jukka Lausmaa, Peter Thomsen, Anders Palmquist. Bone response to a novel Ti–Ta–Nb–Zr alloy// Acta Biomaterialia, 20 (2015) 165–175

4.K. Inaekyan, V. Brailovski, S.Prokoshkin, V.Pushin, S. Dubinskiy, V. Sheremetyev. Comparative study of structure formation and mechanical behavior of age-hardened Ti–Nb–Zr and Ti–Nb–Ta shape memory alloys// Materials Characterization 103 (2015) 65–74

5,V. T. Zabolotnyi, O. K. Belousov, N. A. Palii, B. A. Goncharenko, E. A. Armaderova, M. A. Sevost'yanov. Materials science aspects of the production, treatment, and properties of titanium nickelide for application in endovascular surgery // Russian Metallurgy (Metally). – 2011. - №5. - PP. 437 – 448..

****

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ НИТРИДИЗАЦИЯ ГАФНИЕВОЙ ФОЛЬГИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОДХОДА ОКИСЛИТЕЛЬНОГО КОНСТРУИРОВАНИЯ

Ковалев И.А., Шевцов С.В., Огарков А.И., Чернявский А.С., Солнцев К.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. АА. Байкова РАН, imet@imet.ac.ru

HIGH-TEMPERATURE NITRIDIZATION OF HAFNIUM FOIL BY APPROACH OF OXIDATIVE CONSTRUCTING

Kovalev I.A., Shevtsov S.V., Ogarkov A.I., Chernyavskii A.S., Solntsev K.A.

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia
imet@imet.ac.ru

The process of high-temperature nitridization of hafnium is characterized by a two-stage process. The first stage of the process, which is described by the exponential, is due to the formation of the HfN_x phase. The second stage is described by a linear dependence and corresponds to the further saturation of the resulting nitride with nitrogen. It was found that the parameter of the crystal lattice of the nitride decreases with increasing temperature and the duration of the process.

Нитрид гафния характеризуется такими свойствами, как высокая температура плавления, стойкость в химически агрессивных средах, высокая твердость, высокие значения электропроводности, устойчивость к износу и коррозии [1–2]. Вследствие этого керамика на основе нитрида гафния является перспективным материалом. Традиционные способы создания керамических изделий на основе нитрида гафния базируются на компактировании и спекании соответствующих порошков. Предложенный авторами подход окислительного конструирования [3], основанный на высокотемпературной контролируемой нитридизации металла с заданной конфигурацией, был реализован для создания компактных образцов керамики нитрида гафния. Кинетика процесса высокотемпературной нитридизации гафния и особенности структуры получаемой керамики не исследованы.

Цель работы – установление закономерностей изменения массы поглощенного гафнием азота и фазового состава керамики в процессе высокотемпературной нитридизации.

Нитридизацию образцов длиной 60.0 мм и сечением 3.0 × 0.5 мм из фольги гафния марки ГФИ–1 (ГОСТ 22517–77) проводили по методике [3] посредством быстрого нагрева (1 000 град./мин.) в атмосфере азота (квалификация "особо чистый") до 1 800, 2 000 и 2 400 °C. Заданную температуру поддерживали в течение 60 мин. Кинетику насыщения гафния азотом экспериментально определяли по приросту массы образца в течение 60 мин. Погрешность измерения массы составляла ±0.0001 г. В процессе нагрева оценивали изменение электросопротивления образца.

Фазовый состав образцов исследовали методом рентгеновской дифрактометрии (РД) в геометрии Брегга–Брентано с использованием $Cu_{K\alpha}$–излучения (прибор СУР-01 "РЕНОМ"). Дифрактограммы получали с приповерхностного слоя (~ 5 мкм). Параметр кристаллической решетки определяли методом экстраполяции к $\theta = 90°$ функцией Нельсона–Райли и аппроксимации их прямой по методу наименьших квадратов; относительная погрешность в определении межплоскостных расстояний составляла 0.00005 нм.

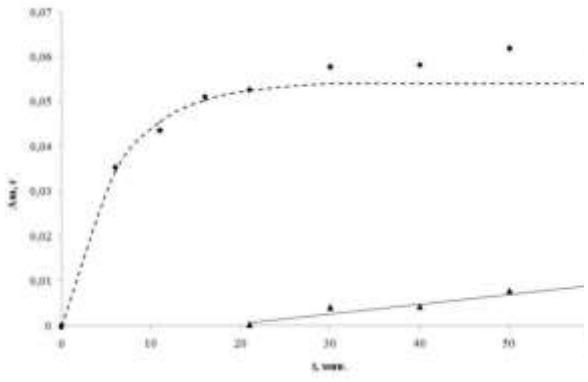


Рисунок 1 – Зависимость прироста массы преформы от времени процесса нитридизации гафния при 2 400 °С.

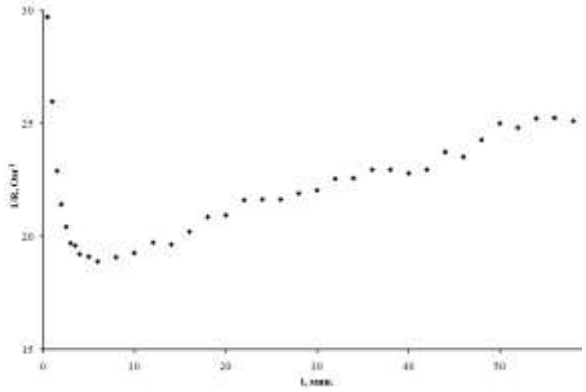


Рисунок 2 – Зависимость электропроводности от времени нагрева при температуре 2 400 °С.

Линия - расчет, точки - эксперимент.

Кривая **1** на рисунке 1 характеризует кинетику прироста массы образца в процессе синтеза нитрида при 2 400 °С. На первой стадии процесса (до 21 мин.) экспериментальные данные **1** хорошо аппроксимируется экспонентой $\Delta\mathbf{m} = \mathbf{m}_o[1 - \exp(-k\mathbf{t})]$ (кривая **2**), на второй стадии происходит линейное отклонение от экспоненты (**3**).

Первая стадия соответствует процессу образования нитрида HfN_x, вторая – насыщению его азотом. Исследование структуры образцов показало, что эта зависимость коррелирует с изменением параметра кристаллической решетки (таблица 1), причем он уменьшается с увеличением температуры и продолжительности процесса. На рисунке 2 на графике зависимости электропроводности образца фиксируется наступление плато изменения электрофизических характеристик, что говорит о однородности полученного материала и прекращении насыщения образца азотом.

Таблица 1 – Зависимость параметра кристаллической решетки (**а**) керамики HfN_x от режима процесса.

Температура процесса,°С	Продолжительность процесса, мин.	**а**, нм	**x**
1 800	60	0.45245±0.00005	**x** > 1
2 000	30	0.45242±0.00005	**x** ~ 1
	60	0.45242±0.00005	**x** ~ 1
2 400	30	0.45190±0.00005	**x** < 1
	60	0.45187±0.00005	**x** < 1

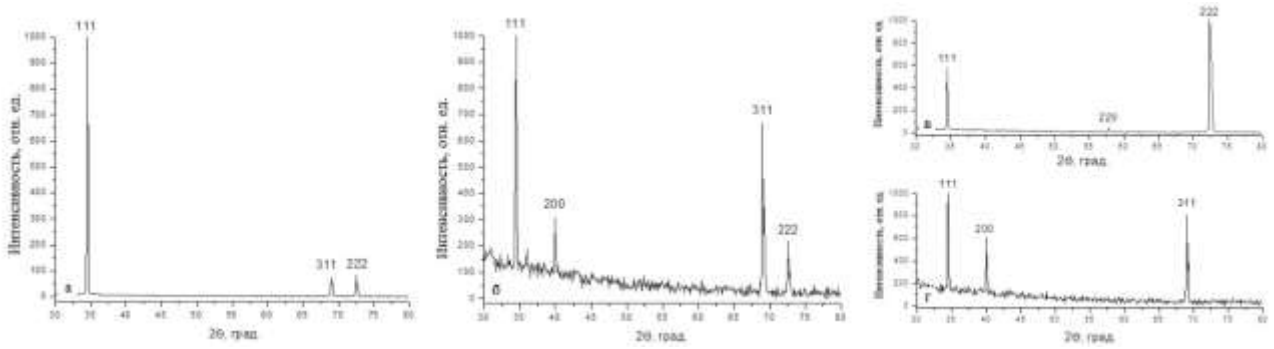


Рисунок 3 – Дифрактограммы приповерхностного слоя керамики.
***а** – 1 800 °С, 60 мин.; **б** – 2 400 °С, 60 мин.;*
***в** – 2 000 °С, 30 мин.; **г** – 2 000 °С, 60 мин.*

Из рентгеновских дифрактограмм приповерхностного слоя (рисунок 3) следует, что для всех образцов характерна крупнозеренная структура (от нескольких единиц до десятков мкм) HfN_x (пространственная группа $Fm\bar{3}m$).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-13-00925) (Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Косолапова Т.Я. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. М.: Металлургия. 1986. 928 с.

2. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение. 1965. 491 с.

3. Патент на изобретение RU 2337058. Способ получения нитрида тугоплавкого металла, изделия из него, полученные этим способом, и их применение / К.Б. Кузнецов, К.А. Солнцев, А.С. Чернявский (Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН). – 2008.

****

КЕРАМИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА КАЛЬЦИЯ, МОДИФИЦИРОВАННОГО МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОГО НАСЛАИВАНИЯ

Колчанов Д.С.

Россия, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет) email: Kolchanovdeniskd@mail.ru

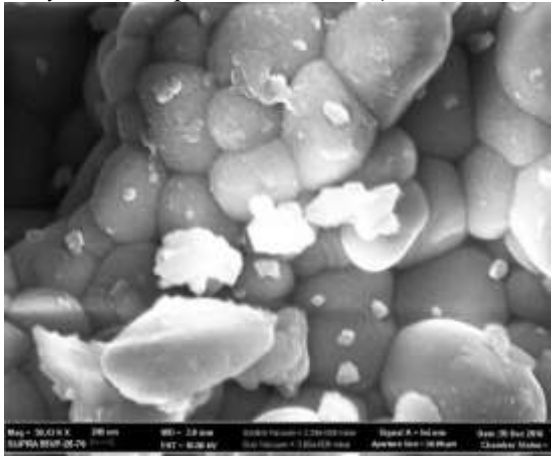
Титанат кальция отличается высокой электропрочностью, высоким напряжением пробоя, низким показателем старения диэлектрика, а также входит в группу температурной стабильности Н10. Основным его недостатком является высокая пористость в условиях современного термокомпактирования (10-12%), что значительно снижает его диэлектрические свойства. В настоящий момент эту проблему на производстве решают с помощью введения легирующих добавок путем механического легирования либо совместного испарения в высокотемпературном газовом потоке. Однако эти методы не позволяют добиться равномерного распределения легирующих добавок, являются энергозатратными и длительными по времени. С точки зрения микроколичеств исходных добавок и их равномерного распределения перспективным выглядит новый метод направленного синтеза твёрдых веществ – метод молекулярного наслаивания (МН), который обеспечивает равномерное распределение легирующей добавки по поверхности каждого индивидуального зерна [1].

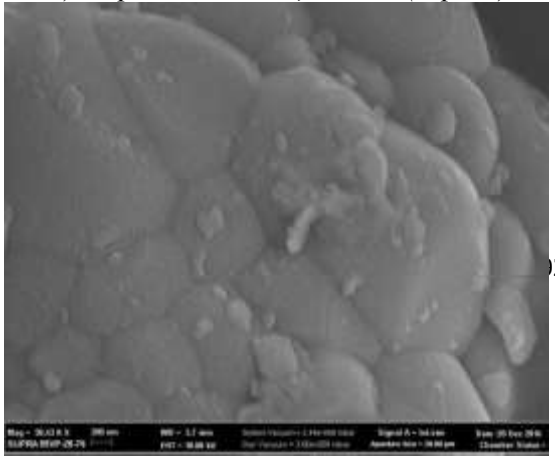
В настоящей работе рассмотрены закономерности синтеза метода МН титаноксидных покрытий на поверхности титаната кальция и использование полученных нанокомпозиций в качестве материала диэлектрика при производстве высоковольтных монолитных керамических конденсаторов (ВМКК). В качестве легирующей добавки для снижения пористости керамики без увеличения температуры спекания был выбран диоксид титана, нанесение которого на поверхность Al_2O_3 существенно интенсифицирует процесс спекания дисперсного оксида [1].

Синтез титаноксидных нанопокрытий на поверхности титаната кальция проводили путём 1-4-х кратной попеременной обработки $CaTiO_3$ парами тетрахлорида титана и воды. Полученные образцы были охарактеризованы путем анализа изменения удельной поверхности, изменения кислотности поверхности по методике распределения кислотно-основных центров, состава и морфологии поверхности дисперсных материалов, ИК-спектров пропускания.

При оценке удельной поверхности частиц, основное ее уменьшение на 33% произошло после 1 цикла МН, свидетельствующее о сглаживании шероховатости поверхности исходных частиц. Также это косвенно подтверждают микроснимки частиц исходного и модифицированного титана кальция (рисунок 1).

Рисунок 1 – Сравнение частиц $CaTiO_3$ исходного (слева) и прошедшего 1 цикл МН (справа)





Модифицирование поверхности сопровождается изменением состояния поверхности, которая фиксируется с помощью методики оценки кислотно-основных центров (Рисунок 2).

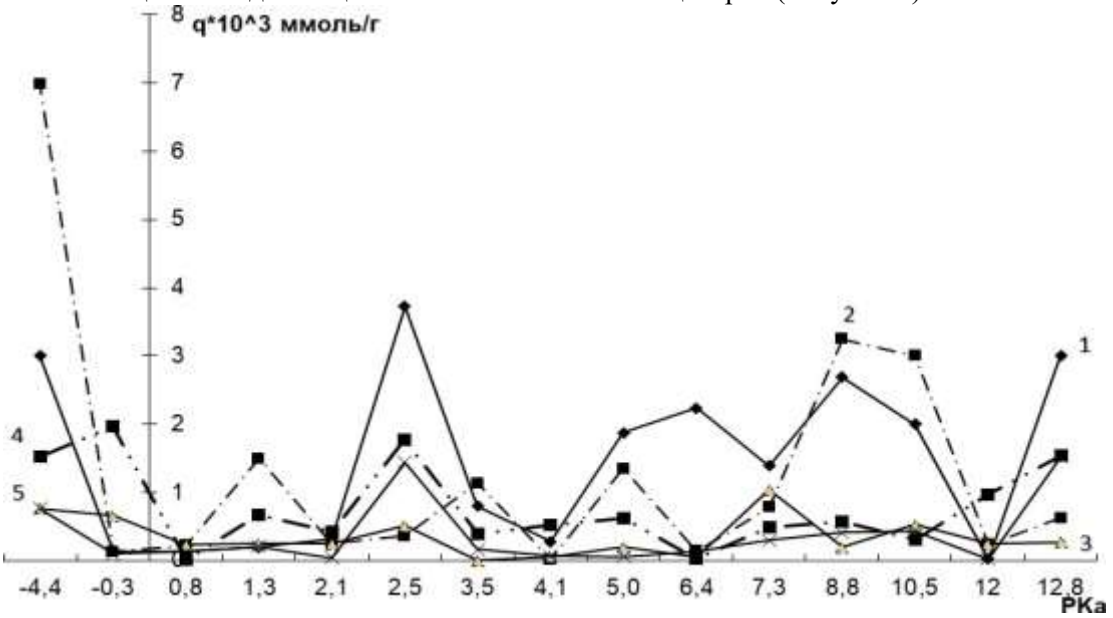


Рисунок 2 – Распределение кислотно-основных центров 1-исхоный $CaTiO_3$, 2-5 от 1 до 4 циклов МН соответственно

При анализе распределения кислотно-основных характеристик поверхности исходного и модифицированного титаната кальция, установлено, что после первого цикла МН показатель кислотности снижается, возвращаясь к исходному значению с каждым последующим циклом обработки. Из анализа характера изменения кислотно-основных центров следует, что реакция МН идет как по Льюисовским основным центрам (pKa=-4,4) и кислотным (pKa=12,8), так и по кислотным (pKa=2,5), основным (pKa=8,8) и нейтральным (pKa=6,4) центрам Бренстеда. После 1 цикла МН резко возрастает концентрация центров адсорбции в области оснований Льюиса, что может свидетельствовать об образовании функциональных ОН-групп, в которых связь между кислородом и водородом слабее связи элемент-кислород, поэтому они являются донорами H^+. В образцах, прошедших от 2 до 4 циклов МН, наблюдается увеличения показателя кислотности поверхности и снижение концентрации центров адсорбции, это может быть связано с тем, что в ходе синтеза к ним присоединилось достаточное количество титаноксидных групп. Анализ изменения полос поглощения исходного и модифицированных образцов титаната кальция (1630, 3120-3570 $см^{-1}$) подтвердила протекание синтеза по ОН-группам поверхности дисперсного материала.

Полученный титанат кальция был спечён при температуре 1340°С со скоростью нагрева 10 град в минуту и выдержкой при максимальной температуре 2 часа. Анализ состава спечённой керамики на электронном растровом микроскопе свидетельствует об изменении соотношения Ti/Ca в модифицированных образцах с увеличением количества циклов обработки от 0,993, характерного для исходного титаната кальция до 1,005 в образце после осуществления 4 циклов МН. Исследование спечённой керамики, показало снижение её пористости до 6-7% без увеличения применяемой в настоящее время температуры спекания, что позволяет исключить возможную рекристаллизацию $CaTiO_3$ и обеспечить увеличение значения диэлектрической проницаемости спеченного материала с 150 до 178.

Морозов С.А., Малков А.А., Малыгин А.А., Федоров В.А. Термическое компактирование глинозема с титаноксидными микродобавками// Изв. вузов. Химия и химическая технология. - 1997. - Т. 40, Вып. 2. - С. 65 – 68.

Черепанов А.М., Тресвятский С.Г. Высокоогнеупорные материалы и изделия из окислов.

- М.: Металлургия., 1964. - 400 с.

Автор выражает благодарность за помощь в проведение экспериментов и обсуждении полученных результатов Егоровой П.В, к.т.н. Галлаю И.Я., к.х.н., доценту Малкову А.А.

****

STRUCTURAL-MORPHOLOGICAL CHANGES AS A RESULT OF IRRADIATION OF CERAMICS BASED ON NITRIDES OF TITANIUM, ZIRCONIUM AND HAFNIUM BY HIGH-ENERGY IONS OF XENON

Ogarkov A.I.[1], Shevtsov S.V.[1], Kovalev I.A.[1], Nechaev A.N.[2], Chernyavskii A.S.[1], Ievlev V.M.[3], Solntsev K.A.[1]

[1]Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia
[2]Joint Institute for Nuclear Research, Moscow region, Dubna, Russia
[3]Lomonosov Moscow State University, Moscow, Russia
imet@imet.ac.ru

The purpose of this work is to assess the structural and morphological changes produced in Ti, Zr, and Hf nitrides by irradiation with high-energy xenon ions.

Titanium was nitrided at 1700°C, and zirconium and hafnium, at 2000°C for 60 min. The starting materials used were ribbons 60 mm in length and 3.0 × 0.5 mm in cross section.

Samples of the Ti, Zr, and Hf nitrides were irradiated with 167-MeV +24Xe136 ions to a fluence of 5.3 × 1014 cm–2 at a temperature of 20-25°C for a total of ten days. The samples were irradiated at the ITs-100 accelerator, Cyclotron Facility, Flerov Laboratory of Nuclear Reactions, Joint Institute for Nuclear Research (Moscow region, Dubna, Russia). The use of xenon ions with this energy, which are not radioactive, makes it possible to simulate the formation of uranium fission fragments.

Phase composition. Irradiation produced no changes in the phase composition and lattice parameter of the nitrides.

Morphology of free surfaces and transverse fracture surfaces. Figure 1 presents SEM images of a free surface of the TiNx sample before (Fig. 1a) and after (Fig. 1b) ion-beam irradiation and a cross section of graphic faceting of the pores, it is reasonable to conclude that the radiation-initiated structural relaxation has reached completion.



Fig. 1. SEM images of a free surface of the TiNx sample before (a) and after (b) ion-beam irradiation and a cross section of the surface layer after irradiation (c).

SEM images of a transverse fracture surface of the HfNx sample after irradiation (Fig. 2) demonstrate a similar irradiation effect: radiation-induced vacancy generation, vacancy coalescence, and subsequent pore faceting. The surface of open pores has more perfect faceting. The pore size characteristic of HfNx is an order of magnitude greater than that of TiNx.

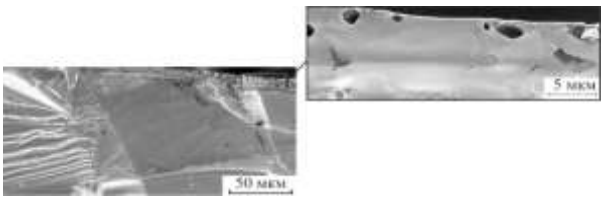


Fig. 2. SEM images of a transverse fracture surface of the HfNx sample after irradiation.

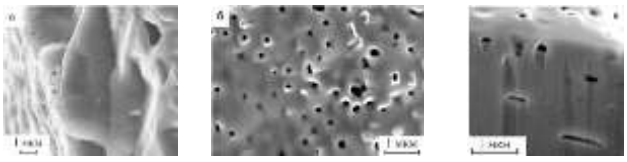


Fig. 3. SEM images of a transverse fracture surface of the ZrNx sample before irradiation (a), a free surface after ion-beam irradiation (b), and a cross section of the surface layer after irradiation (c).

Figure 3 presents SEM images of a transverse fracture surface of the ZrNx sample before irradiation (Fig. 3a), a free surface after ion-beam irradiation (Fig. 3b), and a cross section of the surface layer after irradiation (Fig. 3c). It follows from Fig. 3 that the pore density in the irradiated sample is roughly the same as in the unirradiated sample. The pore size characteristic of the irradiated ZrNx is greater than that in the unirradiated sample. This can be accounted for by the fact that the irradiation-induced vacancies diffuse to pores already present in the material, without formation of additional pores.

Figure 4 shows a cross-sectional TEM image of the ZrNx sample after irradiation. The selected area electron diffraction pattern indicates that the ⟨110⟩ orientation of the crystallite is perpendicular to the sample

surface ((001) plane of the image). The pores are largely concentrated near the free surface of the sample. Bent extinction contours point to a stressed state.

In the near-surface region of the sample (Fig. 5) we observed grain boundaries (Fig. 5a) and linear arrays of dislocations forming subgrain boundaries (Fig. 5b).

Figure 6 presents a high-resolution TEM image of the irradiated ZrNx sample. The observed local translational symmetry distortions seem to result from irradiation. With the sample thickness in the range 5-10 nm, the density of such distortions is on the order of 1011 cm–2. The fact that the observed distortions are unrelated to dislocations, in contrast to those observed in unirradiated ZrNx samples, suggests that they were produced by high-energy xenon ions.

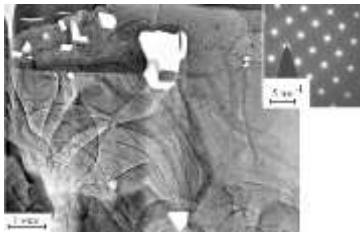


Fig. 4. Cross-sectional TEM image of the ZrNx sample after irradiation.

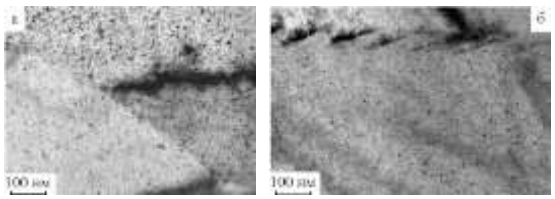


Fig. 5. Cross-sectional TEM images of the near-surface region of the ZrNx sample after irradiation.

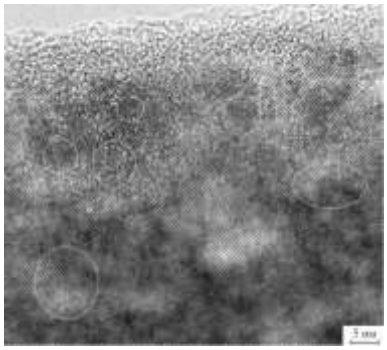


Fig. 6. High-resolution TEM image of the irradiated ZrNx sample. (The circles mark distorted translational symmetry regions).

CONCLUSIONS

Ion-beam irradiation of titanium and hafnium nitrides leads to the formation of nano- and micropores in the surface layer of the samples.

The surface layer of zirconium nitride samples contains nanopores both before and after irradiation. The presence of pores in the unirradiated ZrNx samples probably ensures the possibility of structural relaxation without further pore formation under irradiation. The pore size characteristic of irradiated ZrNx is greater than that of the unirradiated material.

High-resolution TEM of the irradiated ZrNx samples revealed local crystal structure distortions unrelated to dislocations and attributable to the impact of high-energy xenon ions.

This work was supported by the Russian Science Foundation, project no. 14-13-00925 (federal state budget funded science institution Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences).

1. Kuznetsov, K.B., Solntsev, K.A., and Chernyavskii, A.S., RF Patent 2 337 058, 2008.

****

СИНТЕЗ ДВУХ- И ТРЕХСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ НИТРИДА ЦИРКОНИЯ. УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ОДНОРОДНОЙ НИТРИДНОЙ СТРУКТУРЫ ЗАДАННОЙ ФОРМЫ

Шевцов С.В., Огарков А.И., Ковалев И.А., Чернявский А.С., Солнцев К.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, imet@imet.ac.ru

SYNTHESIS OF TWO- AND THREE-LAYER COMPOSITE HETEROSTRUCTURES BASED ON ZIRCONIUM NITRIDE. THE CONDITIONS OF FORMATION OF HOMOGENEOUS NITRIDE STRUCTURE OF THE PREDETERMINED FORM

S.V. Shevtsov, A. I. Ogarkov, I.A. Kovalev, A.S. Chernyavskii, K.A. Solntsev

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

imet@imet.ac.ru

Zirconium nitride ceramics characterized by a heterophase structure is obtained. The composition of the phases of synthesized ceramics is established. Structural-phase changes in the process of high-temperature nitridization of zirconium foil at 1 500 and 2 400°C are described.

Получение керамики осуществляли в атмосфере газообразного азота при температурах 500 – 2 800°C. Исходная форма заготовки сохраняется при температуре процесса выше температуры перитектической реакции ($T_{пер.}(Zr)$ = 1 880°C), поскольку в процессе выхода на заданную температуру на поверхности образца формируется оболочка из нитрида.

Синтезированная на основе нитрида циркония керамика характеризуется как гетерофазная структура. На рисунке приведено РЭМ-изображение образца (1 500°C, 4 мин.), из которого следует, что морфологически четко разделяются три слоя неодинаковой толщины, отличающиеся по дисперсности структуры. Приповерхностный слой нитрида (*1*), образуется в процессе выхода на стационарную температуру. Под ним лежит слой нитрида, сформировавшийся при установившейся температуре (*2*), а также слой α-твердого раствора азота в цирконии (*3*) с анизотропной формой зерен (15 × 2.5 мкм). Посредством рентгенофазового анализа (см. таблицу) установлен состав фаз синтезированной керамики. Поверхность образца определяется как нитрид циркония, по составу близкий к стехиометрическому составу. В объеме образуется нитридная фаза с недостатком по азоту (ZrN_{1-x}), а в более глубоких слоях фаза α-твердого раствора азота в цирконии.

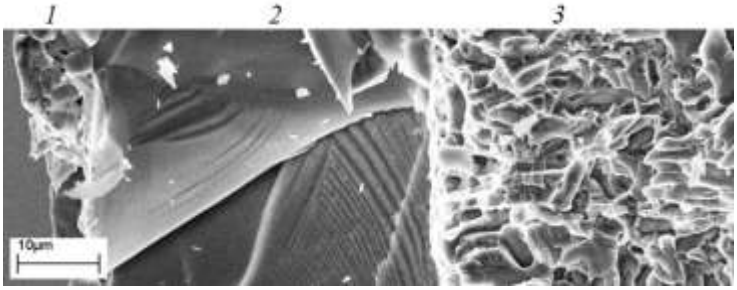


Рисунок – РЭМ-изображение поверхности поперечного скола образца (1 500°C, 4 мин.)
1 – приповерхностный слой; 2 – ZrN_{1-x}, 3 – α-твердый раствор азота в цирконии

Наличие фазы твердого раствора в образце для температуры 1 500°C ограничено 20 мин. процесса. Истощение фазы α-твердого раствора азота в цирконии приводит к формированию двухслойной нитридной структуры; фиксируется отсутствие в центральной части образца трехмерных дефектов (пустот, пор и т.п.). Высокотемпературный отжиг образца в течение 60 мин. характеризуется ростом приповерхностного слоя нитрида; меньшая по сравнению с основным слоем нитрида дисперсность его зерен сохраняется.

При 2 400°C все изменения в морфологии поверхности образцов с развитием процесса во времени сводятся к следующим особенностям: слой α-твердого раствора азота в цирконии сохраняется в течение 16 мин., его зеренная структура сравнительно изотропна, размер зерен находится в пределах 3–15 мкм; после высокотемпературного отжига в течение 60 мин. на отдельных участках идентифицируются зерна во всю толщину образца (~ 500 мкм). Увеличение размера зерен нитрида может быть обусловлено как процессом рекристаллизации, так и спеканием зерен с малой взаимной разориентацией.

Таблица – Параметр элементарной ячейки (ПЭЯ) для рассматриваемых режимов синтеза.

Температура синтеза, °C	Время синтеза, мин.	***a***, Å	
		поверхность	объем
1 500	4	4,583	–
	6	4,581	–
	11	4,581	–
	16	4,583	–
	21	4,577	4,605
	60	4,577	4,594
2 400	4	4,577	–
	6	4,574	4,601
	11	4,571	4,588
	16	4,570	4,586

	21	4,569	4,585
	60	4,578	4,584

Получена керамика на основе нитрида циркония, характеризующаяся гетерофазной структурой. Установлен состав фаз синтезированной керамики. Описаны структурно-фазовые изменения в процессе высокотемпературной нитридизации циркониевой фольги при 1 500 и 2 400°С. Показана возможность осуществления синтеза как двух- и трехслойных композитных гетероструктур, состоящих из слоев с различной структурой, так и однородной нитридной структуры с заданной формой.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №14-13-00925) (Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук).

1. Kuznetsov, K.B., Shashkeev, K.A., Shevtsov, S.V., Ogarkov, A.I., Tret'yakov, N.N., Saprina, M.P., Kostyuchenko, A.V., Chernyavskii, A.S., Ievlev, V.M., and Solntsev, K.A., Structure and hardness of ceramics produced through high-temperature nitridation of zirconium foil, Inorg. Mater., 2015, vol. 51, no. 8, pp. 820– 827.

****

ВОЛОКНА НА ОСНОВЕ МУЛЛИТ-ZRO2, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗИЦИИ: МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА.

Есипова И.Е., Борисенко Д.С.

Российская Федерация, Институт физики твердого тела Российской академии наук, irina250592@issp.ac.ru, dmitriy.s.borisenko@ya.ru

MULLITE-ZIRCONIA FIBRES PRODUCED BY INTERNAL CRYSTALLIZATION METHOD: MICROSTRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES

Esipova Irina Evgenevna, Borisenko Dmitriy Sergeevich

Mullite-zirconia ceramics produced by powder metallurgy methods or directional solidification are well-known materials that combine the high creep resistance of mullite and the enhanced fracture toughness of a composite microstructure. These features provide a potential for the use of the material as a fibrous reinforcement for metal and ceramic matrices to obtain high-temperature fibrous composites. In this study, the microstructure and room- and high-temperature strength of mullite-ZrO2 fibres produced by the internal crystallisation method (ICM) were evaluated. The ICM provides a high productivity rate of fabrication technologies and, therefore, a potential to produce fibres suitable for structural applications. The room- and high-temperature strengths of the ICM fibres were comparable to those of the corresponding ceramics obtained by melt crystallization.

Муллит-циркониевые керамики, получаемые методами порошковой металлургии или направленной кристаллизацией известные материалы, которые совмещают высокое сопротивление ползучести и повышенной трещиностойкостью композитной микроструктуры. Эти свойства обеспечивают потенциал для использования материала как армирующее волокно для металлических и керамических матриц для получения высокотемпературных волокнистых композитов. В этом исследовании были оценены микроструктура, комнатная и высокотемпературная прочность волокон муллит-ZrO2 получаемых методом внутренней кристаллизации (ICM). ICM обеспечивает высокую производительность технологии изготовления и, следовательно, возможность получить волокна, подходящие для структурных применений. Прочность при комнатной температуре и высокотемпературная прочность ICM волокон сравнимы с соответствующими керамиками полученными кристаллизацией расплава.

В этом исследовании были оценены изготовление, микроструктура и прочность новых волокон, состоящих из муллита и диоксида циркония. Керамика муллит-ZrO2, полученная методами порошковой металлургии или направленной кристаллизацией эвтектических и неэвтектических составов, представляет собой известные материалы, которые сочетают высокую сопротивляемость ползучести муллита и повышенную трещиностойкость композитной микроструктуры. Направленно кристаллизованная керамика муллит/ZrO2 обладает высокой прочностью при температурах до 1400 ° С. Эти функции обеспечивают возможность использования материала в качестве армирующих

волокон для металлических и керамических матриц для получения высокотемпературных композитов.

Схема получения композита с муллит-оксид циркониевыми волокнами в молибденовой матрице методом внутренней кристаллизации показана на рис 1.

Четыре композиции полученных и изученных волокон перечислены в таблице 1. Состав Е-1 соответствовал эвтектике муллит/ZrO2, а Е-2 представлял собой богатый цирконием неэвтектический состав. Состав Е-6 был неэвтектический состав, обогащенный муллитом. Состав Е-4 смещен от Е-2 к диоксиду циркония.

Таблица 1. Составы исходных смесей оксидов, используемых для кристаллизации волокон, мас.%.

	ZrO_2	SiO_2	Al_2O_3
E-1	30	20	50
E-2	67	10	23
E-4	68	8	24
E-6	16	24	60

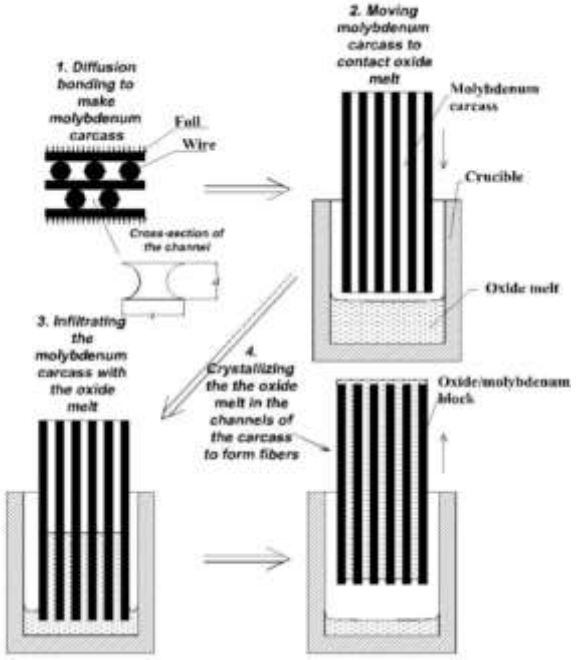


Рисунок 2 Основная схема метода внутренней кристаллизации

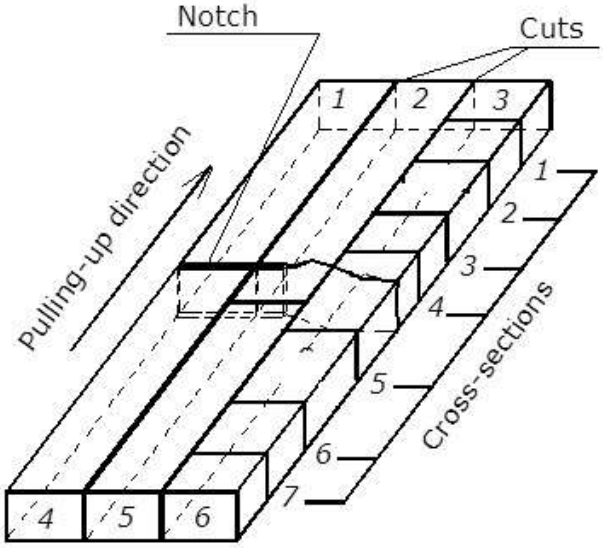


Рисунок 3 Схема нарезки композита на суб-образцы MXYZW1-MXYZW6, где M = V или C, и X, Y, Z и W-цифры

Типичная SEM-микрофотография, иллюстрирующая микроструктуру волокна в поперечном сечении образца, показанного на рис.2 (суб-образцы MXYZW1-MXYZW3) показана на рис.3. Рентгеновские спектры волокон составов Е-1, Е-2 и Е-4, полученные со скоростью кристаллизации 50 мм / мин, показаны на рис.4

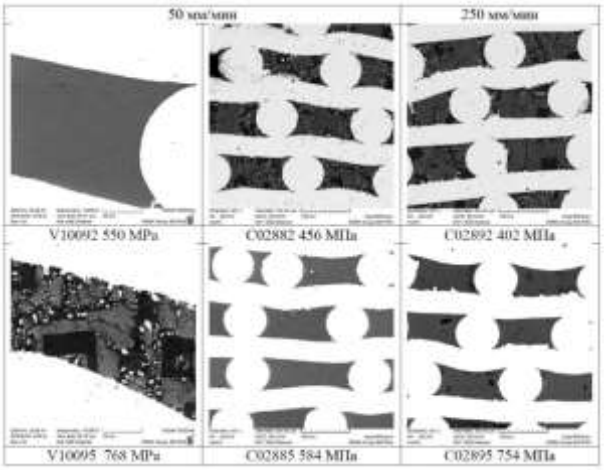


Рисунок 4 Характерные микроструктуры волокон состава Е-1, полученные при скоростях кристаллизации 50 и 250 мм/мин. Так же показаны прочности волокон.

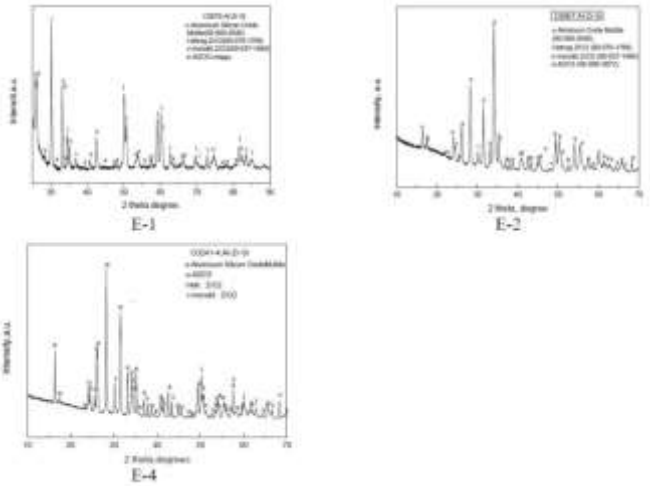


Рисунок 5 Рентгеновские спектры волокон трех составов, полученных со скоростью кристаллизации 50 мм/мин

Работы выполнены при поддержке Российского научного фонда, проект №16-19-1026. Авторы благодарны А.А.Колчину, В.А.Чумичеву, А.Я. Мицкевичу, активно помогавшим им.

****

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И БИМОДАЛЬНОЙ СУБМИКРО-МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ, ДИНАМИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ

Сафин Э.В.[1], Малышева С.П.[2], Галеев Р.М.[2]

[1] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

[2] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

[1]edsafin@ufamail.ru [2]svufa@mail.ru

Пролведены сравнительные исследования механических свойств титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) со стандартной равноосной микрокристаллической структурой (МК) с размером зерен α-фазы 10 мкм, однородной субмикрокристаллической структурой (СМК) с размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм и бимодальной субмикро-микрозеренной структурой, состоящей из матрицы со средним размером зерен 0,8-1,5 мкм и включением в нее зерен α-фазы размером 5 мкм при статическом, динамическом и циклическом нагружениях.

Показано, что сплав с однородной СМК структурой обладает по сравнению с МК сплавом повышенной твердостью, прочностью и сопротивлением усталости, однако, ударная вязкость в сплаве с СМК структурой существенно ниже, чем с МК структурой, что существенно уменьшает перспективы практического применения сплава с такой структурой. В этой связи, практический интерес представляет сплав с бимодальной структурой, который при сопоставимых с СМК состоянием характеристиках твердости, прочности и сопротивления усталости обладает заметно большей пластичностью и ударной вязкостью. Значение ударной вязкости сплава с бимодальной структурой у образцов с наведенной усталостной трещиной (КСТ) составляет 0,15 МДж/м^2, что значительно выше, чем в сплаве с однородной СМК структурой - 0,08 МДж/м^2, что позволяет прогнозировать более высокие показатели живучести у деталей из сплава с бимодальной структурой. При этом технологически сформировать бимодальную структуру в заготовке легче, чем СМК, поскольку всесторонняя ковка осуществляется при одной достаточно высокой температуре 750^{o}С, при которой не требуется больших усилий прессового оборудования. Выполненная оценка механических свойств позволяет выработать общие рекомендации, касающиеся формирования типа микроструктуры и размеров структурных составляющих в сплаве ВТ6 в зависимости условий нагружения и предполагаемой температуры эксплуатации деталей.

Таблица 1. Механические свойства сплава ВТ6 в исследуемых состояниях.

Состояние	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %,	Микротвердость по Виккерсу HV	KCU, МДж/м^2	KCT, МДж/м^2	σ_{-1}, МПа
СМК (0,5 мкм)	1302	1178	7,4	60,1	377,0	0,37	0,08	688
Бимодальное (1,5 мкм)	1112	1089	19,4	55,3	362,0	0,38	0,15	720
МК (5 мкм)	1064	950	18,9	42,9	345,3	0,45	0,24	527

АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

Христов И.Г., 843
Мыльников В.В., 735
Пронин А.И., 324
Мыльников В.В., 324
Andronova K.A., 418, 868
Bonartsev A.P., 622
Bonartseva G.A., 622
Chernyavskii A.S., 930
Corthay S., 425
Dalinger A., 57
Demler E., 57
Derevschikov V.S., 856
Dezhin V.V., 835, 837
Domizzi G., 222
Filippov G.A., 131
Gerstein G., 57
Grigoryev E.G., 426
Gusev E.L., 848
Gvozdev A.E., 418, 868
Ievlev V.M., 930
Juliana de Oliveira Alves, 106
Kolmakov A.G., 222
Kovalev I.A., 930
Matlakhova L. A, 106
Matlakhova L. A., 104
Matvienko Yu.G., 222
Mishin V.M., 131
Molodov D. A., 57
Nechaev A.N., 930
Nechaev V.N., 835
Nefedova E.V., 426
Nürnberger F., 57
Ogarkov A.I., 930
Pancholi V., 132
Perelmuter M., 828
Polyakov A. Yu, 652
Popov A.A., 683
Raja A., 132
Rangel Pessanha E. M., 106
Rombakh V. P., 246
Savenko V.I., 224
Shchukin E.D., 224
Shevtsov S.V., 930
Shevyrev N.A., 690
Shinkin V.N., 861
Shmakov A.A., 222
Shtansky D.V., 425
Singh R.N., 222
Skachkov V.M., 690
Smirnov K.L., 426
Solntsev K.A., 930
Steinman A.E., 425
Stepanova L.V., 897
Tertyshnaya Yu.V., 683
Vidal D. F., 104, 106
Yakubov A.D, 666
Zhuikov V.A., 622
Zolotukhin V.I., 418, 868
Аборкин А.В., 428
Абрикосов И.А., 853
Абросимов Н.А., 525
Абросимова Г.Е., 302
Авдюхина В.М., 498
Аверкин А. И., 596
Адаскин А.М., 62
Акимова О.В., 150
Аккузин С.А., 298
Акопян К.Э., 142, 895
Аксенов Ю.Н., 11
Аксёнова К.В., 13
Аладьев Н.А., 603, 605
Алейникова К.Б., 824
Александрова Н.М., 600
Алексеев А.А., 108
Алексеева О.В., 653
Алеутдинова М.И., 709
Алиев О.М., 794
Алимов В.И., 723
Алпатов А.В., 636
Алпысова Г.К., 441
Алтуева А.М., 55
Алымов М.И, 348
Алымов М.И., 400, 411
Алявдина Е.С., 210
Андреева Н.А., 644
Андронова К.А., 537
Андрюшин К.П., 273, 291
Андрюшина И.Н., 273, 291
Анисимов М. П., 193
Анкудинов А.Б., 348, 400, 411, 415
Анкудинов А.В., 187
Аносов М.С., 785

Аношкин А.Н., 884
Антипов В.И., 364, 365
Антонкин Н.С., 660
Антонова А.В., 365, 370, 379, 387, 389
Антонова О.С., 254, 353, 578, 648
Антонюк В.Е., 322
Аргинбаева Э.Г., 367
Аргунова А.Г., 527
Аронин А.С., 302
Арсентьев М.А., 797
Артамонова О.В., 15
Артемьев Д.М., 891, 907
Артюх В.А., 233, 646
Архипов В.Е., 790
Асадов М.М., 794
Астафурова Е.Г., 259
Атаманов М.В., 493
Афонин А.Ю., 334, 666
Афоничев Д.Д., 407
Ахмедзянов М.В., 391
Ахмедов Э.Н., 886, 888
Ахмерова К.Е., 695
Ахметова Б.А., 191
Ахундова П.Э., 227
Ахунова А.Х., 152
Ашмарин А.А., 507
Бабихина М. Н., 269
Бабкин О.Э., 618, 624
Багровская Н.А., 653
Бадиков К.А., 17
Бадмаев С.С., 144
Баженов В.Г., 826
Базылева О.А., 387, 389
Баикин А.С., 76, 320, 578, 611, 613, 636, 925
Бакулин В. Н., 782
Бакулин И.А., 341
Балашова А.В., 737
Балдаев Л. Х., 614
Балдаев С. Л., 614
Банных И.О, 238
Баранникова С.А., 117, 134, 815
Баранов В.П., 19
Баранов Е.Е., 364, 365
Баранова М.С., 826
Барановская Л.В., 892
Барахтин Б.К., 416
Бардушкин В.В., 528
Баринов С.М., 603, 605, 648
Батаев В.А., 23
Батанова, 817
Батгэрэл Б., 843
Бахтеева Н.Д., 293, 296
Бедин С.А., 595
Безимянный Ю.Г., 650
Белелюбский Б.Ф., 646
Беликова А.Ф., 92
Белов Д.С., 444, 476, 500
Белов Н.А., 393
Белоусов Н.Н., 444
Беляев И.М., 530
Беляков А.Н., 287
Бердник, 761
Березина Т. А., 408
Березнер А.Д., 216, 218
Березовский Н.И., 654
Берендеев Н.Н., 304, 306
Береснев А. Г., 591
Библик И.В., 724, 830, 833
Биглова Ю.Н., 153
Бидей И.А., 682
Бирбилис Н., 283
Благовещенский Ю.В., 432
Бледнова Ж.М., 521
Блинков И.В., 444, 476, 500, 517
Блинова Е.Н., 238, 916
Бобкова Т.И., 447
Бобров А.И., 305, 306, 307
Богачев А.Ю., 11
Богданова Е.А., 410, 449, 778
БОДРЕНКО, 52
Бодягина К. С., 878
Божко И.А., 474
Бойков А.А., 539
Болдин М.С., 308, 430, 432, 435
Болотова Л.К., 381
Бондарев А.В., 444, 547
Бондаренко Е.И., 273
Бондаренко Н.Б., 699
Бондаренко Ю.А., 387, 389
Борзенко А.П., 923
Борисенко Д.С., 933
Борисов А.М., 466
Борисова М.З., 88
Боровик В.Г., 589
Борщ В.Н., 233
Ботвин Г.В., 672
Ботвина Л.Р., 231, 240

Бочвар Н.Р., 309, 314
Бочкарёва А.В., 815
Бреки А.Д., 208, 210, 783, 866, 872
Бровман Т.В., 65
Бугерко Л.Н., 483
Булахтина М.А., 365, 370, 379, 387, 389
Булкин В.А., 214
Бунин И.Ж., 697
Буравова С.Н., 92
Буренина О.Н., 155
Бурмистров В.А., 627
Бурханов Г.С., 343, 611
Буря А.И., 717
Бутенко П.Н., 187
Бутрим В.Н., 591
Бучнев Л.М., 580
Быков П.А., 381
Быкова Е.Н., 642
Бычкова М.Я., 515
Гиляров В.Л., 161
Вавилова В.В., 613
Вакуленко К.В., 724, 830
Валеев И.Ш., 152
Валеева А.Х., 152
Валиев Р.З., 71, 74
Валько Д.А., 200, 864
Вальтер Ф., 561
Варюхин В.Н., 444
Васильев А.Л., 293, 296
Васильев Б.В., 129
Васильев Л. С., 178
Васильев Л.С., 157
Васильев С.В., 684
Васильева М.И., 66
Васильева О.В., 416
Васильева С.В., 195, 218
Векилов Ю.Х., 853
Велигжанин А.А., 150
Велиханов А. Р., 109
Вербенко И.А., 273, 291
Вербец Д.Б, 580
Верещагин В.И., 660
Виноградов Л.В., 364, 365, 531
Виноградова Л.А., 43
Винокуров Г.Г., 66, 481
Витязь П. А., 396
Витязь П.А., 395
Владиславская Е.Ю., 254, 353
Власов Е. Е., 865
Волков М.Е., 726
Волков П.В., 788
Волобаева М.Ю., 609
Волхонский А.О., 444, 476, 500, 517
Волченкова В.А, 644
Вольфсон С. И., 598
Ворначева И.В., 532, 535
Воронов А.В., 477
Воронова Н.П., 654
Гадалов В.Н., 532, 535, 753, 805
Гадолина И.В., 550
Гаевой Е.А., 567
Газанова Н.Ш, 110
Галеев Р.М., 936
Галкин С.П., 855
Гальченко Н.К., 269
Галямов А.Л., 357
Галяутдинов М.Ф., 771
Ганеев А.В., 74
Гарбер Э.А., 330
Гармаш Н.Г., 751
Гасанов М.Ф., 792
Гасанов Ш.Г., 159
Гасанова У.А., 794
Гафурова Д.Р., 29
Гвоздев А.Е., 78, 208, 210, 275, 339, 537, 543, 573, 746, 783, 784, 858, 866, 867, 872
Генкузина В.О., 723
Георгиаду М. В., 723
Герасименко Е.А., 148
Герасимов А.И., 672
Герасимов С.А., 408
Геров М.В., 254, 353
Гилева Е.Н., 504
Гиляров В.Л., 29, 161
Гирсова С.Л., 512
Глезер А.М., 25, 60, 374, 559, 917
Глибенко О.В., 891
Глухов А.В., 176
Гневко А.И., 796
Гнедовец А.Г., 400, 411
Гнесин И.Б., 21
Гоголева О.В., 711
Гогоци, 817
Головин А.А., 785
Голубина Е.Н., 450
Голубовский Е.Р., 726
Голышев А.А., 77

Гольдштейн Р.В., 822
Гонтаровский П.П, 751
Гончар А. В., 163
Гончар А.В., 44, 727, 894
Горбаткина Ю.А., 38
Гордеев И.С., 826
Гордиенко А.И., 31
Горнакова А.С., 21, 90
Городцов В.А., 821, 822
Горшенков М.В., 283, 559
Гостевская А.Н., 567
Гофман И.В., 642
Гошев А.А., 36
Грабар И.Г.,, 68
Гразион С.В., 796
Гранаткина Ю.В., 300
Грановский А.Ю., 185
Грасс В.Э., 545
Гращенкова М.А., 717
Гречихин Л.И., 126, 127
Гречишкин Е.А, 275
Грешнова Е.Д., 546
Григоров И.Г, 779
Григоров И.Г., 449
Григоров И.Г.,, 778
Гриценко Б.П., 564
Громов В.Е., 13, 23, 25, 60, 185, 567
Грязнов М.Ю., 304
Губайдулина Т.А., 634
Губенко С.И., 27
Гуднев Н.З.(, 94
Гужова С.В., 640
Гульбин В.Н., 289, 539
Гумеров К.М., 214, 531
Гундеров Д.В., 124
Гуров С.В., 807
Гусев Е.Л., 848
Загорский Д.Л., 377
Давыдов В.Ю., 407
Дамаскинская Е.Е., 29
Данзанова Е.В., 672
Даниленко И. З., 165
Данилов Е.А., 656
Данковцев Г.О., 433
Дармаев М.В., 98
Даскалица Г.В., 267
Дегтярёва А.П., 644
Дедков Д. В., 607
Демарева А.В., 839
Дементьев В.А., 611
Демидов А.Н., 788
Демин К.Ю., 320, 553
Демьянов Б.Ф., 203
Дениев , М.Я. З., 628
Денисов А.А., 792
Денисова А.Г., 413
Деревягина Л.С., 31
Дерюгин Е.Е., 45
Дерюгин Е.У., 165
Джанджгава К.Г., 213
Дикан В, 853
Диков А.С., 757
Дин Кай Цзянь, 204
Дитенберг И.А., 137, 139
Дмитриев А.В., 841
Дмитриев А.И., 139
Добаткин С.В., 283, 309, 312, 314
Добаткина Т.В., 86
Долгин А.С., 609
Долуда А.О., 17
Доровской В.М, 113
Доронин Д.И., 364, 365
Дорошенко В.В., 393
Досниязова А.Г., 153
Дроздов А.А., 365, 370, 379, 387, 389
Дроздова Е.И., 630
Дудко О.В, 673, 674
Дудова Н. Р., 376
Дыбов В.А., 917
Евдокимов В.Ю., 605
Евдокимов В.Ю.1, 603
Евстратов Е.В., 415
Егорова Л.Ю., 576
Елкин А.И., 428
Елютин Е.С., 367
Еникеев Н. А., 312
Еремин А.В., 328
Ермишкин, 920
Ерохина И.С., 80
Ершов А.А., 841
Ершова А.В., 304
Есеев М.К., 36
Еселевич Д.А., 407
Есипова И.Е., 933
Жарков С.Ю., 540
Жармухамбетова А.М., 117
Желонкин М.В., 785
Желтов М.А., 792

Жемчужникова Д.А., 33
Жеребцов Д.Д., 631
Жилякова М.А., 385
Жук С.Я., 233
Жуков А.С., 416
Журавлев Г.М, 275, 339, 543
Журавлев Г.М., 866
Заводинский В.Г., 167
Зайнулин Ю.Г., 779
Зайцев А. В., 607
Зайцев А.В., 704, 905
Закирова Л.Ю., 640
Занин А.А., 648
Зарипова Р.Г., 12
Захарова М.А., 180
Заяц С.В., 277
Зверев В.Н., 355
Здоровец М.В., 34, 620
Зейналова Т.Ю., 846
Зеленов А.Ю., 306, 432
Зеленский В.А., 233, 348, 400, 411, 415, 502, 646
Землякова Н.В., 115
Зеньков, 763
Зимин Б.А., 70
Зинченко Е.Н., 824
Змейкин А.А., 824
Золотов А.Е., 792
Золоторевский Н.Ю., 141
Зоря И.В., 197
Зубенко В.В., 723
Зубко И.Ю., 905
Зубова Н.Г., 892
Зуев Л.Б., 117, 134, 815
Зуйко В.Ю., 884
Зуйко И.С., 360
Зюбан, 52
Ибатуллин А. Н., 598
Ибрагимова М.Р., 124
Иванников А.Ю., 636
Иванов Ю.Ф., 13, 23, 25, 60, 479
Иванова Л.Д, 300
Иванова Ю.Е., 678
Иевлев В.М., 919
Извин А.В., 334, 666
Изотов А.Д., 862
Изотова В.О., 862
Ильин А.В., 891, 907
Ильин А.П., 180
Ильин Е.Г., 862
Ильина В.В., 618, 624
Ильинова Т.Н., 613
Ильичёва А.А., 578
Иляхинский А.В, 739
Иляхинский А.В., 894
Иманаева А.В., 740
Исаев О.Ю., 905
Исаева Н.В., 432
Истомин П.В., 530, 545
Истомина Е.И., 530, 545
Ишбаева С.В., 153
Кабалдин Ю.Г., 167, 785
Кавалла Р., 356
Кадырбаев А.Р., 611
Кадыржанов К.К., 620
Казак И.Б., 724, 830
Казаков А.С., 421
Казаков М.В., 783
Казакова М.А., 552
Казанкин В.А., 732
Казанкина Е.Н., 732
Казаченок М.С, 479
Казенас Е.К., 644
Казначеев П.А., 699
Кайгородов А.С., 277, 421
Каковкина Н.Г., 341
Калашников И.Е., 381
Калашников М.П., 463, 477, 540, 634
Калетин А.Ю., 546
Калетина Ю.В., 546
Калиева Р.А., 474
Калинин А.А, 275
Калинин А.А., 78, 208, 210, 783, 784, 866, 867
Калита В.И., 636
Калошкин С.Д., 628
Камалова Г.Я., 903
Канныкин С.В., 613
Каныгина О.Н., 491
Канюков Е.Ю., 620
Каплан М.А., 76, 320, 334, 507, 545, 666, 925
Капустин С.Н., 36
Капуткина Л.М., 855
Карашкевич Б.Н., 504
Каргин Ю.Ф., 320
Карев В.И., 704
Карелин Р.Д., 895

Карелин Ф.Р., 343, 574, 895
Каримбеков М.А., 788
Каримова А. Р., 598
Каримова Ф.Ф., 519
Карпинский Д.Н., 169
Карпов К.А., 452
Карпов М.И., 559
Карташов Е.Ю., 134
Кашин О.А., 512
Каширин М.А., 488
Кечекьян .А.С., 243
Кечекьян А.С., 245, 248
Кечекьян П.А., 245
Кибец А.И., 839
Кибец Ю.И., 839
Кизим Н.Ф., 450
Кийко В.М., 649
Кириков, 761
Кириллова В.М., 611
Кирюханцев-Корнеев Ф.В., 173, 496, 547
Киселев М.Р., 318, 332
Кислицин С.Б., 757
Классен Е.Н., 279
Классен Н.В., 279
Клевцов Г.В., 71, 74
Клиауга А., 312
Клименко Д.Н., 82
Клименко С.А., 593, 602
Климов М.А., 17
Клопотов А.А., 701
Клубович В.В., 279
Клюев, В.А., 318, 332
Клюшников В.А., 727
Кобелева Л.И., 381
Коберник Н.В., 383, 514
Ковалев В.В., 514
Ковалев И.А.,, 926, 935
Ковалева Е.Д., 76
Коваленко Л.В., 401, 403, 405
Коваленко М.И., 291
Коваленко Ю.Ф., 704
Ковалец Н.П., 595
Ковтанюк Л. В., 876
Ковтанюк Л.В., 148
Кожевников А.В., 338
Козерожец И.В., 420
Козирацкий Е.А., 650
Козлова Н.А., 304, 306, 308
Козлова О.Ю., 391
Козловский А.Л., 34, 620
Козулин А.А., 359
Кокарев В.Н., 515
Кокшаров В.С., 704
Колесников А.Г., 423, 561
Колесников В.И., 528
Колесников1 А.Г., 561
Колесникова К.А., 269
Колеух Д.С., 211
Колмаков А.Г., 76, 254, 320, 353, 364, 365, 381, 395, 553, 593, 602, 925
Колмакова А.А., 76, 334, 666
Колобова А.Ю., 77, 82
Колобылина Н.Н., 293, 296
Колокольцев В.Н., 403
Коломенский А.Б., 753
Колчанов Д.С., 928
Комаров В.С., 356
Комаров К.А., 650
Комарова М.А, 821
Комарова М.Ю., 208
Комиссаров А.А., 555
Комлев В.С., 636
Комлев Д.И., 636
Кондратова О.А., 60
Кондрашкин О.Б., 182, 183, 200, 324, 584, 733, 735, 864
Конина С.М., 807
Коновалов А.А., 578
Коновалов С.В., 23, 60
Конушкин С.В., 76, 320, 925
Конькова Т.Н., 12
Конюкова А.В., 407
Копылов В.И., 304, 305, 306, 307, 308
Кореновский Н.Л., 611
Коржов В.П., 355, 649
Корзникова Г.Ф., 12
Кормышев В.Е., 23
Королев И.П., 204
Королькова И.Г., 86
Корост Д.В., 29
Короткий А. В., 336
Короткова В.В., 305, 306, 307
Корохин Р.А., 38
Корсуков В.Е., 187
Корсукова М.М, 187
Коршунов Л.Г., 281
Костина В.С., 40
Костюкевич Е.К., 654

Костюченко А.В., 919
Косырева А.Н., 613
Кочанов Г.П., 648
Кравченко Д.А., 48
Красильников В.В., 615
Красильников О.М., 853
Красников Д.В., 552
Красновейкин В.А., 359
Красных П.А., 532
КрасныхП.Е., 805
Кремнев Л.С., 43
Кривых А.В., 549
Криницын М.Г., 433
Круглов С. Ю., 671
Круковский К.В., 512
Крупин Ю.А., 500
Крутиков В.И., 211, 421
Крушенко Г.Г., 489
Крымов В.М., 596
Крюков А.Е., 741
Кувшинов М.О., 454
Кудряшов А.Е., 457
Кузнецов В.Л., 552
Кузнецов П.А., 416
Кузнецов П.В., 269
Кузнецов С.И., 341
Кузнецова А.И., 783
Кузовлева О.В., 78
Кузьмин И.Б., 632
Кузьмин О.С, 634
Кузьмина В.О., 456
Кулак М.М., 279
Кунавин С.А., 549
Курашкин К.В., 729
Курганов Д.С., 468
Курганова Ю.А, 468
Курзина А.М., 11
Курзина Е.Г., 11
Курлов В.Н., 649
Кусаиынова А.К., 695
Кусакин П.С., 251
Кутепов С.Н, 275, 339, 543
Кутепов С.Н., 78, 174, 208, 210, 573, 668, 730, 783, 784, 866, 867, 872
Кушнаренко В.М., 74
Кущев С.Б., 613
Лазаренко Г.Ю., 343, 895
Лайшева Н.В., 350, 662
Ланцев Е.А., 305, 308, 430, 432, 435
Лаптев Р.С., 269
Лаптева А.А., 673, 674
Лапшин В.Л., 176
Ларин А. А., 782
Ларионов А.С., 757
Ласко Г.В., 165
Лебедев Д.Н., 457
Лебединский, 811
Левашов Е.А., 457, 496
Левин И.С., 493, 498
Левина Н.С, 682
Левицкий В.С., 187
Лемза А.О., 876
Леонов А.В., 76
Леонов А.Ю., 719
Леонов В.А., 545
Леонова Ю.О., 76
Леонтьев И.М., 773, 775, 858
Леонтьева-Смирнова М.В., 48
Лепин Г.Ф., 127
Лесун Б.В., 654
Ли Ю.В., 117, 134
Линдеров М.Л., 71
Линник А.А, 383
Липатова И.М., 627
Лисаченко Н.Г., 550
Лисовенко Д.С., 821, 822
Литовченко В.Н., 729
Литовченко И.Ю., 48, 298
Логачева А.И, 591
Лознецова Н.Н., 318, 332
Ломаев С. Л., 178
Ломаев С.Л., 157
Лондарский А.Ф., 790
Лопатин Ю.Г., 306, 307
Лосев Н.В., 627
Лотков А.И., 512
Лубяной Д.А., 504
Лубяной Д.Д., 504
Луговая К.И., 385
Луговской А.В., 853
Луговской Ю.Ф., 346
Лукина Ю.А., 364, 365
Лукьянова Е.А., 86, 283, 574
Лукьянова О.А., 615
Луценко А.Н., 706
Лысенков А.С., 605
Лямина Е.С., 740
Ляховицкий М.М., 506

Магомедов М.Н., 261, 881
Майбук З.-Ю.Я., 699
Майер А.Е., 258
Майер Г.Г., 259
Макарова И.А., 532, 535, 753, 805
Максимов А.Б., 80
Макушев С.Ю., 600
Малахов А.Ю., 317
Малашенко В.В., 213
Малашенко Т.И., 213
Малашкин С.О., 903
Маленко П.И., 719
Малий Д.В, 275, 339, 543
Малий Д.В., 78, 208, 210, 783, 784, 866, 872
Маликов А.А., 756
Малкин А.И., 318, 332
Малышев И.А., 574
Малышева С.П., 936
Мальчев А.Г., 300
Маляров А.В., 784
Мамаев А.С., 211, 461
Мамаев Ш.М., 235
Мамедов Р.О., 504
Мамедов Ф.М., 794
Мамонов В.И., 636
Манохин А.С., 593
Манохин С.С., 77, 82
Манцыбора А.А., 850
Марков А.Б., 459
Маркова Е.В., 756
Мартыненко Н.С., 283
Марушин Е.Л., 549
Марченко Е.А, 493
Марченков А.Ю., 43, 588, 788
Матвиенко, 817
Матлин М.М., 732
Матюнин В.М., 43, 588, 788
Махаматов Н.Д., 216, 218
Махмудов Х.Ф., 119, 671
Машанов А.А., 144
Машеков С.А, 285
Машуков Н. И., 55
Меделяев И. А., 713
Медянкина И.С., 89
Мейснер Л.Л., 459
Мележик И.И., 751
Мелехин Н.В., 304
Мельников Е.В., 259
Меренков И.С., 777
Миляев А.И., 348, 350, 662
Миляев И.М., 348, 350, 662
Минаев И.В., 208, 210
Минаков А.А., 561
Минина Н. А., 611
Мирзаев Д.А., 875
Мирзоев А.А., 875
Миронов С.Ю., 12
Миронов Ю.П., 45, 459
Мир-Салим-заде М.В., 851
Мирсалимов В.М., 171
Мисоченко А.А., 810
Михайлик Е.С., 243
Михайлов А.С., 304
Михайлов Б.П., 611
Михеев Р.С., 514
Мишакин В.В., 44, 163, 727, 729
Мозгунова А.И., 732
Моисеенко В. И., 396
Монахова К.З., 243, 245
Мордасов Д.М., 745
Морозов А.Е., 365, 370, 379, 387, 389
Морозов И.А, 461
Морозов К.В., 25, 60
Морозова А.И., 287
Мосеенков С.И., 552
Москвина В.А., 259
Москвитин, 811
Москвитин Г.В., 737, 790
Москвичев Е.Н., 359
Мостовщиков А.В., 180
Мотова Е. А., 813
Мотовилина Г.Д., 375
Мохова А.С., 715
Мукомела М.В., 796
Мурашов А.А., 304, 305, 306, 307
Мусов И.В., 566
Мустафаев А.Б., 229
Мустафаева С.Н., 794
Мустафин А. Г., 625
Мухаметова С.С., 614
Мухина Ю.Э., 364, 365
Мыльников В.В., 84, 135, 182, 183, 200, 471, 582, 584, 733, 864
Мышляев М.М., 12, 279
Мясников Ф.В., 528
Нагорных Е.В., 826
Надуткин А.В., 545

Назаренко В.А., 346
Назарова М.Н., 344
Наркевич Н.А., 45
Насакина Е.О., 76, 320, 553, 593, 925
Насонов А.Н., 19
Наумова Е.А., 393
Невский С.А., 185
Недашковский К.И., 357
Нематуллоев С.Г., 631
Нечаева О.А., 326
Никитин А.В., 814
Никитин А.М., 289
Никитин И.С., 257
Никитина Е.Н., 13
Никитина Н.Е., 813
Николаев В.И., 596
Николаева А.В., 656
Николаева Л.А., 674, 676, 678
Николюкин Ю.В., 468
Никоненко А.В., 463
Никонов А.В., 277
Никулин Д.С., 300
Никулин С.А., 814
Нихезина И.Ю., 300
Нищенец В.Н., 346
Новоселова Д.В., 197
Новосельцева Н.А., 525
Новоскольцев Н.С., 375
Новоторкина Д.А., 465, 473
Носков А.В., 653
Носов Ю.Г., 596
Нохрин А.В., 304, 305, 306, 307, 308, 430, 432, 435
Обидов Б.А., 187
Овсепян С.В., 336, 391
Овсянников Н.А., 603, 605
Овчинников И.Н., 920
Овчинникова О.А., 644
Огарков А.И., 926, 932
Одесский П.Д., 807
Ожерелков Д.Ю., 555
Озур Г.Е., 459
Орловская С.Г., 519
Осетров Д.Л., 826
Осетров С.Л., 826
Осипович К.С., 557
Осокин В.М., 884
Охотина Н. А., 598
Павлов С. П., 878
Палкин Д.Д., 704
Панасова Г.В., 466
Панин А.В., 479
Панин А.С., 341
Панин В.Е., 328
Панин С.В., 328
Панкин Д. А., 748
Панкин Д.А., 796
Панкратов А.С., 383
Пантелеев И.А., 29
Панфилова О. А., 598
Панченко Е.Ю., 557
Параев, 801
Параев С.А., 799
Паранин С.Н., 211, 421
Парусов Э.В., 189
Пасечник Л.А., 89
Патрушев Н. В., 625
Паунов А.К., 644
Пеленев К.А., 884
Пенкин А.Г., 100
Пенкина Т.Н., 644
Пенькова О.И., 578
Первухина О.Л., 191
Перельмутер М. Н., 58
Перкас М.М., 142, 646
Пермякова И.Е., 374
Пермякова И.Е., 559, 916
Петржик М.И., 493, 515
Петров Е.В., 92
Петров Р.И., 385
Петрова Л.И., 300
Петрова-Богданова О. О., 193
Петровская Т.С., 660
Петрушин Н.В., 367
Петухов АН., 509
Пигалева И.Н., 71, 74
Пискунов А.В., 305, 307, 308
Пищулова А.А., 31
Плевков В.С., 701
Плохих А.И., 423, 561
Плужников С.Н., 195
Плужникова Т.Н., 195, 216, 218
Поварова К.Б., 365, 370, 379, 387, 389
Подзорова Л.И., 644, 578
Подымова Н.Б., 381
Поздин А.В., 470
Полетаев Г.М., 197
Полетика Т.М., 512

Полехина Н.А., 48
Полоник М.В., 850
Поляков, 811
Поляков А.В., 549
Поляков А.Н., 737
Поляков В.В., 203
Помельникова А.С., 336, 391
Пономарев А.В., 699
Попов А.А., 308, 430, 432, 435
Попов А.Г, 550
Попов А.Ю, 564
Попов Д.А., 318, 332
Потанин А.Ю., 457
Потекаев А.И., 701
Почивалов Ю.И., 328
Правоторова Е. А., 789
Прагер С.М., 367
Провоторов Д.А., 537, 872
Прокошкин С.Д., 77, 356
Пронин А.И., 182, 183, 200, 471, 584, 733, 864
Пронин А.Ю., 567
Просвирнин В.В., 142
Просвирнин Д.В., 253, 254, 312, 352, 353, 507, 588, 600, 602
Проскуряков Н.Е., 872
Пруцков М.Е., 350, 603, 605, 662
Псахье С.Г., 139
Пугачев, 811
Пугачев М.С., 737, 790
Пузынин И.В., 843
Пузынина Т.П., 843
Пурчек Г., 309
Пустовгар А.С., 867, 872
Пчельникова Ю.А., 326
Пятов И.С., 628
Рааб Г.И., 283
Рагозина В.Е., 678, 680
Радюк А.А., 636
Раевских А.Н., 367
Разумовская И.В., 595
Разумовский И.М., 591
Рахматулина Т.В., 269
Рашковский А.Ю., 797
Резниченко В И., 782
Резниченко Л.А, 291
Резниченко Л.А., 273
Релмасира К.Д., 719
Реченко Д.С., 564
Решетникова С.Н., 489
Ржевская Е.В., 566
Ридный Я.М., 875
Рогалев А.М., 367
Роговой М.С., 465, 473
Родионов Д.П., 576
Родионова С.К., 644
Родичева Ю.А., 627
Родюшкин В.М., 739, 894
Рожков И.И., 735
Рожнов А.Б., 814
Розанов А.О., 671
Романов А.Д., 135, 582
Романов Д.А., 567
Романцев Б.А., 855
Ромбах В. П., 914
Рохлин Л.Л., 86
Рошан Н.Р., 343
Рощупкин В.В., 100, 506
Рощупкин В.М., 535
Рубцов Н.М., 502
Рудзей, 136
Рудзей Г.Ф., 136
Румянцев Ю.М., 777
Рупасов С.И., 603, 605
Русинов П.О., 521
Русских П.А., 211
Руцкий, 52
Рыбалко Е.В., 474
Рыбальченко О.В., 312
Рыбальченко О.С., 588
Рыбальчнко О.В., 507
Рыбин В.В., 141
Рыклина Е.П., 77
Рэйляну М.Д., 498
Рябов А.В., 658
Рябов В.В., 375
Рязанцева М.В., 697
Сабирзянов Н.А., 410, 449, 778
Саввина А.В., 568
Саввинова М.Е., 155
Савельев В. Н., 671
Савельев Д.В.1,, 671
Савенко В.И., 201, 318, 332
Савкин А.Н., 17
Савушкина С.В., 466
Сагарадзе В.В., 281
Саенко И.С., 871
Сазонов Ю.Б., 555

Сайков И.В., 317
Сакипова С.Е., 695
Салита Д.С., 203
Салищев Г.А., 283
Салова Ю.С., 298
Самарцев В.П., 269
Самигуллина Р.Ф., 89
Самойлов В.М., 580, 656
Самсонова О.В., 740
Сангадиев С.Ш., 98
Сандитов Д.С., 98, 144
Сандомирский С.Г., 50
Санников С.В., 169
Сапожников С.В, 339
Сапронов И.Ю., 62
Сарычев В.Д., 185
Сафин Э.В., 936
Сафонов М.Д., 423
Сахаров Н.В., 306, 308, 432, 435
Сахаутдинов И.М., 153
Свентицкая В.Е., 70
Сдобырев В.В., 611
Севальнёв Г.С., 759
Северов П.Б., 570
Севостьянов М.А., 76, 320, 553, 611, 636, 925
Седов А.А., 17
Седова И.В., 618
Семак А.В., 11
Семенов М.Ю., 204
Семенова И.П., 71
Сенкевич К.С., 206, 638
Сенникова Л.Ф., 923
Сенють В.Т., 395
Септиков М.А., 567
Сергевнин В.С., 444, 476, 500, 517
Сергеев А.Н., 78, 208, 210, 275, 746, 775, 784, 858, 866, 867, 872
Сергеев В.П, 634
Сергеев В.П., 463, 477, 540
Сергеев Д.В., 580
Сергеев Н.Н., 208, 210, 573
Сергеев О.В., 477, 540
Сергиенко К.В., 76, 320, 925
Серебряный В.Н., 44, 574
Серегин А.В., 334, 666
Серёгин А.В., 76, 553
Сериков Д.В., 613
Сизова С.С., 741
Сильвестров С.А.,, 214
Симаков С.В., 76
Синева С.И., 810
Синельников С.И., 357
Синякова Е.А., 479
Сиротинина М.В., 624
Сиротинкин В.П., 352, 507
Сиротинкин С.П., 578
Скачков В.М, 89
Скачков В.М., 410, 449, 690, 778
Скачков О.А., 408
Скачкова О.В., 410, 449
Скворцов О. Б., 769, 789
Скоробогатых В.Н., 549
Скрипаленко М.М., 855
Скрипняк В.А., 359
Скуднов В.А., 84
Слизов А.К., 100, 251, 352, 506, 507, 810
Слонов А.Л., 566
Слукина А.О., 385
Смирнов А.Е., 204
Смирнов В.Б., 699
Смирнов В.В., 603, 605, 648
Смирнов В.М., 436, 438
Смирнов Д.В., 905
Смирнов И.В, 70
Смирнов Н.И., 444
Смирнов С.В., 648
Смирнова А.С., 328
Смирнова В.Б., 644
Смирнова Д.Е., 826
Смолянский А.С., 797
Собольков А.В., 428
Соколкин Ю.В., 704
Соколов В.К., 264
Соколова Н.А., 447
Солдатенко С.А., 456
Солдатенков А.П., 231
Солнцев К.А., 926, 932
Соловов С.Н., 796
Солодилов В.И., 38
Сорокин А.А., 796
Соснов Е.А., 767
Спиридонов С.А., 346
Спирин А.В., 211
Спирин А.В.,, 421
Спирягин В.В., 742
Спрыгин Г.С., 553
Стариков Н.Е., 866

Стариков С.В., 826, 880
Старикова К.Н., 866
Старокадомский Д.Л., 680
Старостенков М.Д., 197
Стасенко Н.А., 788
Сташенко В.И., 241, 769
Стельмашок С.И, 350
Стельмашок С.И., 662
Степанов А.Л., 771
Степанова Л.В., 899
Степашкин А.А., 555, 628, 631
Столяров В.В., 810
Страумал Б.Б., 21
Стручков Н.Ф., 481
Суаридзе Т.Р., 576
Судаков И.А., 905
Сударчикова М.А, 334
Сударчикова М.А., 553, 666
Судьенков Ю.В., 70
Судьин В.В., 411
Сукиасов В.Г., 901
Сундеев Р.В., 916
Сурикова Н.С., 45
Суровая В.Э., 483, 486
Суровой Э.П., 483
Сурсаева В.Г., 90
Суханов И.И., 137, 139
Сыромятникова А.С., 108
Сыч Е.Е., 650
Сычев А.П., 528
Сычков А.Б.,, 903
Муравьева Т.И., 377
Табатчикова Т.И., 94
Танашева Н.К., 441
Тарасенко, 761
Тарасова Е.Ю., 341
Тарытина И.Е., 86
Ташкинов А. А., 607
Теджетов В.А., 496
Телятников И.С., 857
Терентьев А.В., 305
Терентьев В.Ф, 100
Терентьев В.Ф., 251, 253, 254, 312, 352, 353, 506, 507, 588, 810
Тересов А.Д., 23
Терешин В.А., 858
Терещенко Н.А., 94
Тертышная Ю.В., 682
Тимофеева М.А., 330, 338
Тимшин И.А., 917
Титов С.В., 291
Титова Ю.Е., 78
Тихонова И.В., 208, 210, 784
Ткачёв Е.С., 372
Ткаченко В.М., 923
Тлеубергенова А.Ж., 441
Тодорова Е. В., 293, 296
Токарь А.А., 312
Томчук А.А., 916
Топоров Ю.П, 332
Топоров Ю.П., 318
Торопков Н.Е., 660
Трегубов И.М., 488
Трегубова И.В., 400
Третьяков А.А., 884
Троицкий О. А., 789
Троицкий О.А., 241, 769
Тряев П.В., 304
Туленин С.С., 452, 465, 470, 473
Тураев Ф.Ж., 225
Тураева О.А., 532, 753, 805
Туркин И.А., 609
Тусупкалиева Э. А, 285
Тухлиев З.К., 843
Тюменцев А.Н., 48, 137, 139, 298
Тюрин А.И., 21
Тютин М.Р., 231
Тютькова Ю.Б., 603, 605
Удовский А.Л., 871
Умарова О.З., 206
Усков, 52
Усманова Г.Ш, 496
Усов В.В., 267
Устинов А.М., 701
Ушакова И.Н., 630
Ушанова Э.А, 141
Фабричная О.Б., 871
Фадин В.В., 709
Фармаковский Б.В., 447
Фаррахов Б.Ф., 771
Фаттахов Я.В., 771
Федорищева М.В, 634
Федорищева М.В., 463
Федоров В.А., 195, 216, 218
Федоров М.В., 66
Федоров Н.Р., 672
Фёдоров С. В., 912
Федоров Ю.Ю., 568, 684

Федорова М. О., 614
Федосеева А. Э., 257, 376
Федотов Д.Ю., 216, 218
Федотов М.А., 401, 403, 405
Федюк И.М., 334, 666
Филатов Е.А., 532, 535, 753, 805
Филин В.Ю., 907
Филиппов В.В., 220
Филиппова В.А., 916
Фильков М.Н., 489
Филяк М.М., 491
Фиркова А.С., 515
Фолманис Г.Э., 401, 403, 405
Фомина А.А., 644
Фофанов В.И., 36
Фролов Д.И., 29
Хабарова И.А., 697
Ханжин В.Г., 814
Ханин В. А., 803
Харин Е.В., 496
Харисламова Л.У., 686
Харькова М.А., 574
Хаширова С.Ю., 566
Хейфец М.Л., 395, 593, 602
Химюк Я.Я., 553
Хлебникова Ю.В., 576
Хлусова Е.И., 375
Хлыбов А.А., 454
Хмелевская И.Ю., 356
Ходяков В.Ю., 745
Холин М.С., 233, 646
Хонелидзе Д.М., 746, 858
Христова Р.Д., 843
Хрустов В.Р., 277
Хрущов М. М., 241, 493, 498
Худаяров Б.А., 225
Хусаинов Р.И., 640
Царева, 761
Цепляев В.И., 880
Чан Ба Хюи, 855
Чантурия В.А., 697
Чегуров М.К., 304, 306, 308
Челноков А.В., 748
Чердынцев В.В., 631
Черненко Н.Л, 281
Чернов В.М., 48
Чернов И.И., 757
Черногор А.В., 517
Черногорова О.П., 630
Чёрный С.Г, 741
Чернышков В.А., 273
Чернышов Е.А., 135, 182, 183, 582
Чернявский А.С., 926, 932
Чечуга О.В., 756
Чжоу Пэнчао, 750
Чмыхало А.И., 688
Чубуков, 52
Чувильдеев В.Н., 304, 305, 306, 307, 308, 430, 432, 435
Чудаков И.Б., 600
Чуканов А.Н., 78, 746, 773, 775, 858, 866
Чуков Д.И., 628, 631
Чумак А.О., 593
Чумерин П.Ю., 180
Чумляков Ю.И., 557
Чуракова А.А., 124
Шабашов В.А., 281
Шадрина Я.С., 307
Шалаевский Д.Л., 338
Шалунов Е.П., 436, 438
Шаньгина Д.В., 309, 314
Шапагин А.В., 38
Шарин П.П., 66
Шарипов З.А., 843
Шатова Л.А., 925
Шатров А.С., 515
Шаяпов В.Р., 777
Шевелев А.И., 723
Шевцов С.В., 926, 932
Шевченко В. Г., 407
Шевченко И.П., 80
Шевырев Н.А., 690
Шелест А.Е., 142
Шетов Р.А., 717
Шетулов Д.И, 182
Шетулов Д.И., 584, 733
Шетулов Д.И.,, 183
Шефтель Е.Н., 142, 496
Шибков А.А., 792
Шибряева Л.С., 682
Широкова А.Г., 449, 778
Шишко С. А., 396
Шкатуляк Н.М., 267
Шкоропадо М.С., 519
Шляхова Г.В., 134, 815
Шмаудер З., 600
Шмермбекк Ю.В., 127
Шмидт А., 561

Шотин С.В., 432
Шпейзман В.В., 797
Штанский Д.В., 547, 559
Шульженко Н.Г., 751
Шумская Е.Е., 620
Шустов В.С., 415, 502
Шустов Г.Б., 55
Шустов Г.Б.,, 717
Шуюшбаева Н.Н., 441
Щелкунов Е.Б., 200
Щербаков В.И., 549
Щербакова О.О., 377
Щербин С.Г., 504
Щетинин И.В., 559
Щетинин Ю.А., 585
Щипачев А.М., 96
Эбель А.А., 258
Эгамов М.Х., 651
Эммаусский Н.М., 726
Эсауленко А.Н., 213
Эстрин Ю.З., 283
Юрченко Н.Ю., 283
Юрьев А.А., 25, 60
Юсупов В.С., 142, 233, 343, 348, 350, 646, 662, 895
Яковенко А.А., 773
Яковлев А.В., 195, 216, 218
Яковлев В.Б., 528
Яковлев Е.В., 459
Яковлева И.Л., 94
Якубов А.Д, 334, 666
Якупов Н.М., 691, 693
Якупов С.Н., 686, 691, 693
Якушев П.Н., 797
Янушкевич В.А., 796
Яржемский В.Г., 862
Яценко С.П., 89
Яшукова В.Н., 644
Ященко В.П., 176
Ящук С.В., 253, 588

Сборник трудов

VII Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов»

Материалы опубликованы в авторской редакции.

ООО «Буки Веди»
119049, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4, строение 1А
Подписано в печать 31.10.2017
Тираж 46 экз. Заказ № _____

ISBN 978-5-4465-1624-7

950