

*Научные чтения им. чл.-корр. РАН
Ивана Августовича Одингга*



**«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ»**

ПРОГРАММА



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

*4-5 сентября 2014 г.
ИМЕТ РАН*

УДК 544.03
ББК 34.3
О-42

О-42 Международные Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одинг
«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ». Москва. 4-5 сентября 2014 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ
РАН, 2014, 371 с.

ISBN 978-5-4253-0751-4

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ

- Российская академия наук
- Федеральное государственное бюджетное учреждение
науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.
Байкова Российской академии наук
 - Лаборатория прочности и пластичности металлических
и композиционных материалов и наноматериалов
 - Лаборатория конструкционных сталей и сплавов
- Конференция проводится в рамках междисциплинарного
форума MOSCOW SCIENCE WEEK 2014

Материалы публикуются в авторской редакции.

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

ISBN 978-5-4253-0751-4



9 785425 307514 >

© ИМЕТ РАН 2014

Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас принять участие в Научных чтениях имени И.А. Одингa «Механические свойства современных конструкционных материалов», которые состоятся 4-5 сентября 2014 года в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН в Москве.

Продолжительность пленарных докладов – 30 мин., секционных – 10 мин. (включая обсуждение).

Заседания будут проходить в Большом конференц зале (БКЗ) и Малом конференц зале (МКЗ)

Стендовые доклады представляются в формате А1 вертикальной ориентации:

Стендовые доклады вывешиваются в течение всего срока проведения конференции.

Информацию о конференции Вы можете также получить на сайте конференции <http://odin.imetran.ru>

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель оргкомитета

О.А. Банных - академик (ИМЕТ РАН, Москва)

Заместители председателя оргкомитета

А.Г. Колмаков – д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

В.Ф. Терентьев – д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

Члены оргкомитета

М.И. Алымов, чл. – корр. РАН (ИМЕТ РАН, Москва)

С.М. Баринов, член – корр. РАН (ИМЕТ РАН, Москва)

Н.А. Махутов член-корр. РАН (ИМАШ РАН, Москва)

П.А. Витязь, академик НАН Беларуси (ИМИНМАШ НАН Беларуси, Минск)

Л.Р. Ботвина , д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

А.М. Глезер, д.ф.-м.н. (ГНЦ ЦНИИчермет , Москва)

С.В. Добаткин д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

С.А. Клименко, д.т.н. (ИСМ НАН Украины, Киев)

В.М. Матюнин - д.т.н. (МЭИ ТУ, Москва)

П.Д. Одесский - д.т.н. (ГУП ЦИИСКС, Москва)

А.Н. Петухов д.т.н. (ЦИАМ, Москва)

А.Н. Романов д.т.н. (ИМАШ РАН, Москва)

Г.А. Филиппов (ГНЦ ЦНИИчермет , Москва)

В.Н. Чувильдеев (ННГУ, Нижний Новгород)

М.Л. Хейфец (ИМИНМАШ НАН Беларуси, Минск)

Иван Августович Одинг



Иван Августович Одинг - доктор технических наук, профессор, член-корреспондент АН СССР, заслуженный деятель науки и техники родился 24 июня 1896 года.

Он – основоположник создания физических основ прочности материалов. Впервые осуществил междисциплинарный подход к решению проблем прочности и предложил новые пути упрочения материалов и управления их свойствами. Разработал оригинальные эффективные методы механических испытаний материалов.

С момента окончания И.А. Одингом Петроградского технологического института в 1921 году его деятельность неразрывно связана с наукой, промышленностью и подготовкой

научных кадров.

До 1930 года он работал в промышленности, а с 1930 года становится профессором Ленинградского политехнического института, где проработал до 1942 года, затем его назначают заместителем директора института машиноведения Академии Наук СССР, на этой должности он работает с 1947 по 1953 год. С 1947 заместитель академика-секретаря отделения технических наук АН СССР. С 1953 руководитель лаборатории, а с 1955 года заместитель директора института металлургии АН СССР и, кроме того, являлся председателем научно-технического совета Гостехники СССР. И.А. Одинг всегда уделял внимание научно-исследовательской работе. Им организовано ряд заводских и научно-исследовательских лабораторий в вузах, где он преподавал.

Уже в ранние годы его научной деятельности в области изучения свойств крупных поковок и отливок и технологических свойств металла, а также в области прочности металлов, проведенные в организованной им на заводе «Электросила» лаборатории, выдвинули Ивана Августовича в ряды ведущих ученых нашей страны.

Его тесная связь с промышленностью, непрерывная работа в качестве консультанта на крупнейших заводах в значительной мере содействовали развитию ряда отраслей отечественного машиностроения. За создание паровой турбины и генератора мощностью 100 тыс. квт. при 3000 об/мин., установленных на Челябинской ТЭЦ награжден Государственной премией 1 степени в 1946 году

В годы работы на заводе «Электросила» И.А. Одинг занимался также созданием и анализом новых технологических процессов; он исследовал процессы холодной обработки металлов, сварки, термической обработки стали.

Иван Августович являлся образцом счастливого сочетания инженера-практика и ученого-теоретика. Его работы по изучению прочности металлов и металловедения хорошо известны как в СССР, так и за рубежом.

С 1953 и до последних дней своей жизни И.А. Одинг был заведующим кафедрой Технологии металлов в МЭИ, где вел большую научно-исследовательскую и педагогическую работу. Среди его выпускников много кандидатов и докторов наук.

И.А. Одинг являлся создателем теории усталости металлов, теории прочности. В книге «Прочность металлов» И.А. Одинг по-новому изложил курс металловедения, впервые приблизив его к нуждам машиностроения.

В книге «Основы прочности металлов паровых котлов, турбин и турбогенераторов» автор подытожил свои многочисленные работы по изучению прочности деталей турбин и турбогенераторов, а также опыт ведущих металлургических и машиностроительных заводов у нас и за рубежом.

Работы И.А. Одинга в области проблемы определения допускаемых напряжений в деталях машин и в вопросах природы прочности металлов обобщены в книге «Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов». Его дифференциальный метод определения допускаемых напряжений в деталях машин в настоящее время нашел широкое применение в различных отраслях машиностроения и включен в учебники по деталям машин.

Необходимо остановиться на работах И.А. Одинга в области теории жаропрочности металлов. В своих многочисленных работах он по-новому рассмотрел природу ползучести, длительной прочности и релаксации металлов, создав теорию ползучести и разрушения металлов. Предложенные им новые критерии прочности и ползучести металлов, а также разработанные им новые методы испытания металлов на ползучесть и релаксацию являются базой для определения прочностных характеристик металлов, работающих в условиях высоких температур

Труды Одинга И.А. и его учеников в области теории дислокаций, жаропрочности и циклической прочности не потеряли актуальности и в наши дни. Творческое наследие Одинга И.А. плодотворно сказалось на дальнейшем научном развитии научной мысли в этой области.

Правительство высоко оценила заслуги И.А. Одинга в развитии науки, производства и образования. Ему была вручена Государственная премия СССР в 1946 году и он награжден 2 орденами Ленина, орденом «Знак Почета» и медалями.

Одинг И.А. - автор более 200 работ, имеет изобретения.

ПРОГРАММА



ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ
4.09.2014

10⁰⁰ – 16⁰⁰ **Регистрация участников**

Открытие конференции

10⁰⁰ – 10¹⁰ **Приветственное слово участникам конференции
академика Банных О.А.**

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: академик Банных О.А.
д.т.н. Глезер А.М.
д.т.н. Терентьев В.Ф.
д.т.н. Матюнин В.М.

10¹⁰ – 10⁴⁰ **ВКЛАД ИВАНА АВГУСТОВИЧА ОДИНГА В
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**
Банных О.А.
Россия, ИМЕТ РАН

10⁴⁰ – 11¹⁰ **МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЖЕЛЕЗА И
ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ**
Глезер А.М., Савченко А.Г., Томчук А.А.
НИТУ «МИСИС»,
ЦНИИчермет им. И.П. Бардина

11¹⁰ – 11⁴⁰ **РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ**
Матюнин В.М., Марченков А.Ю.
Россия, НИУ «МЭИ»

11⁴⁰ – 11⁵⁰ **ПЕРЕРЫВ**

11⁵⁰ – 12²⁰ **ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРИП-СТАЛИ**
Терентьев В.Ф.¹, Просвирнин Д.В.¹, Слизов А.К.²
¹ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Москва.
²ОКБ "Камов", Москва

- 12²⁰ – 12⁵⁰ НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ РАБОТЫ МЕТАЛЛА ТРУБ БОЛЬШОГО
 ДИАМЕТРА ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗКАХ
Одесский П.Д.¹, Шабалов И.П.², Лихачев М.В.³, Арсенкин А.М.⁴,
 Шувалов А.Н.⁵
*Россия, ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко¹, ООО «Трубные Инновационные
 Технологии»², ООО «Газпромкомплектация»³, ИМЕТ РАН⁴, ФГБОУ ВПО
 «МГСУ»⁵*
- 12⁵⁰ – 13²⁰ ОСОБЕННОСТИ ХАРАКТЕРИСТИК МЦУ И МНЦУ
 ДЕФОРМИРУЕМЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ
 ДИСКОВ ГТУ ПРИ НАЛИЧИИ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ
Петухов А.Н.
*ГНТЦ ФГУП «Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И.
 Баранова», Москва, Россия*
- 13²⁰ – 13⁵⁰ ПЛАЗМЕННОЕ НАНОСТРУКТУРНОЕКЕРМЕТНОЕ TiCN–NiMo
 ПОКРЫТИЕ
Калита В.И., Комлев Д.И., Самохин А.В., Радюк А.А., Иванников А.Ю.,
 Григорович К.В., Алпатов А.В.
Институт металлургии и материаловедения А.А.Байкова РАН, Москва
- 13⁵⁰ – 15⁰⁰ ОБЕД
- 15⁰⁰ – 15¹⁰ МИКРОСТРУКТУРА И ТОКОНЕСУЩАЯ СПОСОБНОСТЬ
 СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СЛОЯ ПОКРЫТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ
 ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА»
 Шувалов Д.Б., Волков П.В., Гурьев В.В., Дегтяренко П.Н., Шавкин С.В.
*Федеральное государственное бюджетное учреждение «Национальный
 исследовательский центр «Курчатовский институт»*
- 15¹⁰ – 15²⁰ ВЛИЯНИЕ ПРЕССОВАННОГО ПОРОШКА-МОДИФИКАТОРА ZrO₂
 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ
 КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 08X14H7ML
 В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ
¹Грибанов А.С., ¹Логачёв В.В., ²Юраков Ю.А
*Российская Федерация, ¹ВМЗ - филиал ФГУП ГКНПЦ им. Хруничева,
²Воронежский государственный Университет*
- 15²⁰ – 15³⁰ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ
 КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРИБОРОСТРОЕНИЯ И
 ПРЕЦИЗИОННЫХ МЕХАНИЗМОВ
 Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Гетманова М.Е., Филиппов А.Г.
Россия, г.Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

- 15³⁰ – 15⁴⁰ МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
 МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВОВ МАРГАНЕЦ-АЛЮМИНИЙ
 Миляев И.М., Юсупов В.С., Миляев А.И.
Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения РАН
- 15⁴⁰ – 15⁵⁰ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ
 Fe-30%Cr-8%Co-(1-3)%Mo
 Воппе Т.А., Миляев И.М., Юсупов В.С.
*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждения науки
 Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской
 академии наук*
- 15⁵⁰ – 16⁰⁰ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В
 ОБЛУЧЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ И НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ
 МАТЕРИАЛАХ
 Смолянский А.С.¹, Шпейзман В.В.², Якушев П.Н.², Шведов А.С.¹,
 Салько А.Е.³
¹*Россия, ОАО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова»,*
²*Россия, ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН,*
³*Россия, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН*
- 16⁰⁰ – 16¹⁰ ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПСЕВДОСПЛАВОВ НА
 ОСНОВЕ МЕДИ: ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ И
 ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ
 Шкодиц Н.Ф.¹, Рогачев А.С.¹, Московских Д.О.², Мукасьян А.С.^{2,3}
¹*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г.
 Черноголовка, Россия*
²*Department of Chemical and Biomolecular Engineering, University of Notre Dame,
 Notre Dame, IN, 46556 USA*
³*ФГБУН НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*
- 16¹⁰ – 16²⁰ СИНТЕЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МАХ-
 ФАЗЫ Ti₃SiC₂
 Вадченко С.Г., Сычев А.Е., Ковалев Д.Ю., Щукин А.С.,
 Коновалихин С.В.
*Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
 РАН*
- 16²⁰ – 16³⁰ ВЛИЯНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВРЕМЕНИ КОЭФФИЦИЕНТА
 ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ
 КОНЦЕНТРАЦИИ ДИФФУЗАНТА
 Красильников В.В.¹, Савотченко С.Е.²
¹*РФ, Белгородский государственный национальный исследовательский
 университет*
²*РФ, Белгородский государственный технологический университет им.
 В.Г.Шухова*

- 16³⁰ – 16⁴⁰ ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ
В НАГРУЖЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ
Баранов В.П., Степанова В.Э.
Россия, Тульский государственный университет
- 16⁴⁰ – 16⁵⁰ **ПЕРЕРЫВ**
- 16⁵⁰ – 17⁰⁰ О ПРИРОДЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ И ЕЁ
ПРОЯВЛЕНИЯХ В ДРУГИХ ВИДАХ МАТЕРИИ
Гневко А.И., Мукомела М.В., Панкин Д.А., Соловов С.Н.,
Шевченко В.А.
Россия, ФГКВООУ ВПО Военная академия РВСН имени Петра Великого
- 17⁰⁰ – 17¹⁰ ОТ РАСЧЕТА ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДО КОМПЬЮТЕРНОГО
ПРЕДСКАЗАНИЯ ТЕПЛОЕМКОСТИ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ
СПЛАВОВ БИНАРНЫХ СИСТЕМ
Удовский А.Л.
*Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им.А.А. Байкова,
РАН*
- 17¹⁰ – 17²⁰ ИЗУЧЕНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРОТРЕЩИН
И ИХ РОЛЬ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ
Кочанов А.Н.
Россия, ФБГУН Институт проблем комплексного освоения недр РАН
- 17²⁰ – 17³⁰ АМОРФНЫЙ АЛЮМИНИЙ И НЕКОТОРЫЕ ЕГО СПЛАВЫ
Алейникова К.Б., Зинченко Е.Н., Змейкин А.А.
Россия, Воронежский государственный университет
- 17³⁰ – 17⁴⁰ СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ
МАТЕРИАЛОВ, СТОЙКИХ К УДАРНО-АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ГОРЯЧЕЙ
ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ
Шишкин Т.А., Первухина О.Л., Смоляков В.М.
Россия, ФГБУН ИСМАН РАН
- 17⁴⁰ – 17⁵⁰ ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК
ПОЛИМЕРА НА ОСНОВЕ ДИМЕТИЛ[2.2.1]ГЕПТО-5-ЕН-2,3-
ДИКАРБОКСИЛАТА
Земляков Д.И., Аширов Р.В., Ляпков А.А.
*Россия. «Национальный исследовательский Томский политехнический
университет»*

⁵⁰
17 – 18

О ПРЕДЕЛЬНОМ СОПРОТИВЛЕНИИ РАЗРУШЕНИЮ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Боровик В.Г.

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ,
г. Киев, Украина*

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: д.т.н. Терентьев В.Ф.

д.т.н. Блинов В.М.

д.т.н. Матюнин В.М.

д.т.н. Одесский П.Д.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

10⁰⁰ – 10¹⁰

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Бахметьев А.М.³, Сандлер Н.Г.³, Тряев П.В.³, Нохрин А.В.¹, Бутусова Е.Н.¹, Чегуров М.К.¹, Михайлов А.Н.³, Мелехин Н.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Бобров А.А.¹, Смирнова Е.С.¹, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,5}, Яшина К.В.¹

¹ *Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,*

² *Беларусь, ФТИ НАН Беларуси*

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ СУПЕРГИДРОФОБНЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ТЕКСТУРИРОВАНИЯ

10¹⁰ – 10²⁰

Шагиева Ф.М., Емельяненко А.М., Домантовский А.Г. Бойнович Л.Б.
Россия, ИФХЭ им. А.Н. Фрумкина РАН

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

10²⁰ – 10³⁰

Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Попов А.А., Шотин С.В., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С., Семеньева А.В., Котков Д.Н., Писклов А.В.

¹ *Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского*

ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ

10³⁰ – 10⁴⁰

Назаров В. В.

Россия, Москва

Научно-исследовательский институт механики

Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова

- ⁴⁰
⁵⁰
10 – 10 РАСТЯЖЕНИЕ С ТОКОМ КАК МЕТОД АНАЛИЗА ФАЗОВЫХ
 ПРЕВРАЩЕНИЙ
 Столяров В.В.
Россия, ИМАШ РАН
- ⁵⁰
⁰⁰
10 – 11 УЧЕТ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР КОНСТРУКЦИОННЫХ
 СТАЛЕЙ ПРИ ОЦЕНКЕ ИХ ВЯЗКОСТИ
 Кудря А.В.
РФ, НИТУ «МИСиС»
- ⁰⁰
¹⁰
11 – 11 ПОЛОСЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ – ПРЕДВЕСТНИКИ
 РАЗРУШЕНИЯ
 Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В.
*Россия, ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем
 материаловедения РАН*
- ¹⁰
²⁰
11 – 11 ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ И
 СТАТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ
 Мыльников В.В., Шетулов Д.И.
*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.
 Алексеева*
- ²⁰
⁴⁰
11 – 11 **ПЕРЕРЫВ**
- ⁴⁰
⁵⁰
11 – 11 ВЛИЯНИЕ ТИТАНА И МОЛИБДЕНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
 ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ
 СИСТЕМЫ Nb-Si
 Строганова Т.С., Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И.,
 Прохоров Д.В., Желтякова И.С.
Россия, Институт физики твердого тела РАН
- ⁵⁰
⁰⁰
11 – 12 ВОЗДЕЙСТВИЕ ФАКТОРОВ ТРАНСФОРМАЦИОННОГО И
 ДИСПЕРСНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТОЙЧИВОСТЬ К ХРУПКОМУ
 РАЗРУШЕНИЮ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al₂O₃ – (Ce-TZP)
 Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И., Аладьев Н.А.,
 Куцев С.В., Федотов А.Ю., Шворнева Л.И.
РФ, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- ⁰⁰
¹⁰
12 – 12 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
 НА ОСНОВЕ SiC
 Перевислов С.Н.
Россия, ОАО «ЦНИИМ»

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СТАЛИ Х18Н10Т,
ОБЛУЧЕННОЙ ДЛИТЕЛЬНОЕ ВРЕМЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 В
КАЧЕСТВЕ ЭЛЕМЕНТОВ ЭКРАННЫХ СБОРОК ДЛЯ ОЦЕНКИ
СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ВКУ РЕАКТОРОВ ВВЭР

10
12 – 12²⁰

Неустроев В.С.¹, Белозёров С.В.¹, Жемков И.Ю.¹, Маркелов Д.Е.¹,
Макаров Е.И.¹, Набойщиков Ю.В.¹, Обухов А.В.¹, Туктабиев М.А.¹
Яковлев В.В.¹, Марголин Б.З.², Сорокин А.А.²

¹ОАО «Государственный научный центр научно-исследовательский институт
атомных реакторов», г. Димитровград, Россия

²ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных
материалов «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ХОДЕ РКУП И
ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ
СТАЛИ 08Х18Н10Т

20
12 – 12³⁰

Рыбальченко О.В.^{1,2}, Терентьев В.Ф.¹, Просвирнин Д.В.¹,
Беляков А.Н.³, Скродцки В.⁴, Добаткин С.В.¹

¹Россия, ИМЕТ РАН, г. Москва,

²Россия, Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС»,

Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, г. Москва

³Россия, Белгородский государственный университет

⁴Германия, Технический университет, г. Дрезден

РОСТ ЗЁРЕН В ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА

30
12 – 12⁴⁰

Сурсаева В.Г.

Россия, Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ТЕПЛООБРАЗОВАНИЕ ПРИ НАГРУЖЕНИИ
ПРИОПОРНЫХ ОТСЕКОВ СТЕНОК СТАЛЬНЫХ БАЛОК

40
12 – 12⁵⁰

Мойсейчик Е.А.

ПЛОТНАЯ КЕРАМИКА ИЗ ХИМИЧЕСКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ
ПОРОШКОВ КАРБИДА ТИТАНА

50
12 – 13⁰⁰

Истомин П.В., Истомина Е.И., Надуткин А.В., Грасс В.Э.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт химии Коми НЦ УрО Российской академии наук

00
13 – 14⁰⁰

ОБЕД

00
14 – 14³⁰

СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ

- 14³⁰ – 14⁴⁰ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ ЛЕНТЫ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ
Уваров А.А., Никитина Е.В.
Российская федерация; РГТУ им. К.Э. Циолковского – «МАТИ»
- 14⁴⁰ – 14⁵⁰ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО НИТИНОЛА
Баикин А.С., Сергиенко К.В., Леонова Ю.О., Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т.
Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук
- 14⁵⁰ – 15⁰⁰ ВОЗМОЖНОСТЬ ИЗУЧЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТРЕХМЕРНОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОСКОПИИ/МИКРОТОМОГРАФИИ
Загвоздин В.П.¹, Голосов Е.В.^{2,3}, Колобов Ю.Р.^{2,4}
¹ *Россия, Москва ООО «Системы для микроскопии и анализа, zagvozdin@microscop.ru*
² *Россия, Белгород, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии»*
³ *Россия, Черноголовка, Институт проблем химической физики РАН*
⁴ *Россия, Черноголовка, Институт структурной макрокINETИКИ и проблем материаловедения РАН*
- 15⁰⁰ – 15¹⁰ МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЯ КОМПОЗИТОВ ПРИ ТРАНСВЕРСАЛЬНОМ И СДВИГОВОМ НАГРУЖЕНИИ
Солодилев В.И., Корохин Р.А., Куперман А.М.
Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической физики им. Н.Н. Семёнова РАН
- 15¹⁰ – 15²⁰ ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАЛИЧИИ СТАЦИОНАРНОГО ГРАДИЕНТА ТЕМПЕРАТУР
Матягина А.Н., Калашников Н.П., Ольчак А.С.
Россия, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
- 15²⁰ – 15³⁰ ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ
Протасова Е.О., Абрамова М.М., Караева М.В.
Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПРОЧНЫХ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ
СПЛАВОВ

15³⁰ – 15⁴⁰

Нохрин А.В.¹, Сахаров Н.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Баранов Г.В.²,
Белов В.Ю.², Болдин М.С.¹, Благовещенский Ю.В.³, Мелехин Н.В.¹,
Лопатин Ю.Г.¹, Попов А.А.¹, Семенычева А.В.¹,
Исаева Н.В.³, Брагов А.М.¹, Смирнова Е.С.¹

¹ Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,

² Россия, ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»,

³ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛИЧЕСКИХ И
НЕМЕТАЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ

15⁴⁰ – 15⁵⁰

Волокитин Г.Г.¹, Саркисов Ю. С.¹, Давыдов Е.В.¹, Афанасьев Д.А.²,
Клопотов А.А.^{1,2}, Абзаев Ю.А.¹, Горленко Н.П.¹, Клопотов В.Д.¹

¹ Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего профессионального образования «Томский
государственный архитектурно-строительный университет», ² Федеральное
государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
профессионального образования «Томский государственный университет»,
³ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования «Национальный исследовательский
Томский политехнический университет»

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОГО
ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В
НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

15⁵⁰ – 16⁰⁰

Ушаков И.В., Батомункуев А.Ю.*

Российская Федерация, Тамбовский государственный технический университет
Российская Федерация, НИТУ МИСиС

16⁰⁰ – 16³⁰

ПЕРЕРЫВ

МЕТОДОЛОГИЯ И ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА РАЦИОНАЛЬНОГО
ОСЕВОГО ИНСТРУМЕНТА ПОД КОНКРЕТНЫЕ УСЛОВИЯ
ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

16³⁰ – 16⁴⁰

Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Макиенко В.М., Саблин П.А.,
Танкова С.Г., Артёмов А.И.

Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет

ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ДВУХ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО
СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СПЛАВЕ НА
ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

16⁴⁰ – 16⁵⁰ Прокофьев С.И.¹, Йонсон Э.^{2,3}, Дамен У.⁴

¹ Россия, ИФТТ РАН,

² DENMARK, NANO SCIENCE CENTER, NBI, UNIVERSITY OF COPENHAGEN

³ Denmark, Department of Wind Energy, Risø, DTU

⁴ USA, NCEM, LBNL

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАРЕНИИ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ
ТЕМПЕРАТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ЛИНЕЙНОГО
РАСШИРЕНИЯ

16⁵⁰ – 17⁰⁰

Чукин Д.М., Копцева Н.В.

¹Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Россия

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО SPS-
МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ
НАНОПОРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ

17⁰⁰ – 17¹⁰

Шевцова Л.И.

Россия, Новосибирский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ ТИПА МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КОРРОЗИОННЫЙ
ИЗНОС ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

17¹⁰ – 17²⁰

Гиниятуллин Р.Р., Якупов Н.М.

РФ ИММ КазНЦ РАН

ОЦЕНКА ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

17²⁰ – 17³⁰

Хлыбов А.А.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.
Алексеева

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ
УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПОКАЗАТЕЛЕЙ
НАДЕЖНОСТИ

17³⁰ – 17⁴⁰

Библик И.В.

Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины,
Харьков, Украина

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В
АКТИВНЫХ СРЕДАХ

17⁴⁰ – 17⁵⁰

Губенко С.И.

Украина, Национальная металлургическая академия Украины

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЙ СПЛАВ/Al В ЗАВИСИМОСТИ ОТ
УСЛОВИЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ

⁵⁰
17 – 18 ⁰⁰

Фирстов С.А.¹, Карпов М.И.², Коржов В.П.², Горбань В.Ф.¹,
Крапивка Н.А.¹, Строганова Т.С.²

¹Украина, Институт проблем материаловедения НАН Украины;

²Россия, Институт физики твёрдого тела РАН

ОЦЕНКА ДЛИТЕЛЬНОСТИ СТАДИИ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ
ПРИ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ СТАЛИ 15кп

⁰⁰
18 – 18 ¹⁰

Цыбанёв Г.В., Кураш Ю.П.

Украина, Киев, Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренко
НАН Украины

5.09.2014 МКЗ

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: д.т.н. Юсупов В.С.

д.т.н. Шелест А.Е.

д.т.н. Миляев И.М.

к.т.н. Комлев Д.И.

⁰⁰
10 – ¹⁰
СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СУПЕРИОННОЙ ФАЗЫ И «НАНО -
ПОДОБНОЕ» ПОВЕДЕНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТ
КРИСТАЛЛОВ $Cu_{2-x}Se$ В ОБЛАСТИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Коржуев М.А.

Россия, ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН

¹⁰
10 – ²⁰
ВИБРОРЕОЛОГИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОРАЗМЕРНЫХ
ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНКАХ НА ПОДЛОЖКЕ

Лошманов Л.П.¹, Симонов В.Н.¹, Красильникова О.К.², Власов Д.А.²

¹Россия, Национальный исследовательский ядерный университет Московский инженерно-физический институт,

²Россия, Институт физической химии и электрохимии РАН

²⁰
10 – ³⁰
ПУТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СИСТЕМЕ $CaO-Al_2O_3-SiO_2$

Парфенова М.Д., Зеленая А.Э., Луцык В.И.

Россия, Институт физического материаловедения СО РАН

³⁰
10 – ⁴⁰
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ
ШТАМПОВКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА
ЛИСТОВЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ СПЛАВА 12X17Г9АН4

Пачурин В.Г., Галкин В.В., Пачурин Г.В.

Россия, ФГБОУ ВПО Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

⁴⁰
10 – ⁵⁰
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МЕДНЫХ ОБРАЗЦОВ С
УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Кузьмин Е.В., Пеев А.П., Лысак В.И., Кузьмин С.В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет

⁵⁰
10 – ⁰⁰
СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ДЛЯ
ПРОСТРАНСТВЕННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 2800 К

Бакулин А.А., Магнитский И.В., Миронихин А.Н., Пономарев К.А.,
Тащилов С.В.

Россия, ОАО «Композит»

11⁰⁰ – 11¹⁰ ВЛИЯНИЕ ОКСИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ 3D-МЕТАЛЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ ФЕРРИТА ВИСМУТА

Вербенко И.А., Садыкова Х.А., Шилкиной Л.А., Абубакарова А.Г., Константинова Г.М., Дудкиной С.И., Резниченко Л.А.

Россия, НИИ физики Южного федерального университета

11¹⁰ – 11²⁰ ОБ УРАВНЕНИИ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВАХ ЖЕЛЕЗА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Магомедов М.Н.

Россия, Институт проблем геотермии Дагестанского ИЦ РАН

11²⁰ – 11³⁰ ВЫБОР ЭФФЕКТИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И ЕГО МАТЕРИАЛА ПО ПАРАМЕТРАМ СЛЕДА СКРАЙБИРОВАНИЯ

Мокрицкий Б.Я., Пустовалов Д.А., Танкова С.Г., Артёменко А.И.

Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет

11³⁰ – 11⁴⁰ **ПЕРЕРЫВ**

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМОМАТРИЧНЫЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

11⁴⁰ – 11⁵⁰ Низовцев В.Е.¹, Низовцева О.В.¹, Климов Д.А.¹, Климов А.К.², Бортников А.Д.¹

¹*Россия, ФГУП «ЦИАМ» им. П.И. Баранова*

²*Россия, ООО «Диатром»*

11⁵⁰ – 12⁰⁰ ОСОБЕННОСТИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РЕАКЦИОННОМ СПЕКАНИИ И ИХ ЗНАЧЕНИИ В ПОВЫЩЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ДРУГИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Солнцев В.П., Скороход В.В., Солнцева Т.А., Петраш К.Н.

Украина, Институт Проблем Материаловедения им. И.Н.Францевича НАН

Украины

12⁰⁰ – 12¹⁰ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛЕГКОПЛАВКИХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ И ОКСИДНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ

Скачков В.М., Яценко С.П.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела Уральского отделения Российской академии наук

- О НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРАХ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 3 ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТРЕНИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ВОЗДУХЕ ИЛИ В ЖИДКОСТИ
 12¹⁰ – 12²⁰ Фадин В.В.¹, Алеутдинова М.И.^{1,2}
¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
²Россия, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск
- НЕОДНОРОДНОСТИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТЬ КЕРАМИК СОСТАВА $Bi_{1-x}La_xMnO_3$
 12²⁰ – 12³⁰ Титов С.В.¹, Кравчук К.С.², Павленко А.В.¹, Вербенко И.А.¹, Шилкина Л.А.¹, Константинов Г.М.¹, Алёшин В.А.¹, Титов В.В.¹, Резниченко Л.А.¹.
¹Россия, НИИ физики Южного федерального университета,
²Россия, ФГБНУ Технологический институт сверхтвёрдых и новых углеродных материалов
- ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО БЕТОНА
 12³⁰ – 12⁴⁰ Андреева А.В., Давыдова Н.Н., Буренина О.Н.
 Институт проблем нефти и газа СО РАН
- АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ
 12⁴⁰ – 12⁵⁰ Соснин К.В., Райков С.В., Вашук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.
 Россия, Сибирский государственный индустриальный университет
- УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА НА ТРЕХРОЛИКОВОЙ ГИБОЧНОЙ МАШИНЕ
 12⁵⁰ – 13⁰⁰ Шинкин В.Н.¹, Барыков А.М.²
¹Россия, НИТУ «МИСиС»,
²Россия, ОАО «ВМЗ»
- ОБЕД**
 13⁰⁰ – 14⁰⁰
- СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ**
 14⁰⁰ – 14³⁰
- О КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКЕ КОЛЕБАНИЙ МУФТ ИЗ РЕЗИНОКОРДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ЗАДАВАЕМЫХ ПОТЕНЦИАЛАМИ МУНИ И БАРТЕНЕВА-ХАЗАНОВИЧА
 14³⁰ – 14⁴⁰ Хаджиева Л.А., Кыдырбекулы А.Б.
 Казахстан, Казахский национальный университет им. аль-Фараби

- ⁴⁰
⁵⁰
14 – 14 МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЕРОГО ЧУГУНА
 Рычков Б.А., Волков А.В.
Кыргызстан, Кыргызско - Российский Славянский университет
- 14 – 15** ⁵⁰ ⁰⁰ СИНТЕЗ ТВЕРДОЭЛЕКТРОЛИТНЫХ ОКСИДОВ ТИПА BASCG
 Ногай А.С.¹, Балапанов М.Х.², Кабылбекова О.М.¹
¹ *Казахский агротехнический университет им. С. Сейфуллина, энергетический факультет г. Астана, Казахстан,*
² *Башкирский государственный университет, физический факультет, г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия*
- 15 – 15** ⁰⁰ ¹⁰ ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ
 ОБРАБОТКЕ С УДАРАМИ
 Манохин А.С.¹, Задорожний С.А.², Муковоз С.Ю.¹
¹ *ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев*
² *НПУ «КПИ» г.Киев*
- 15 – 15** ¹⁰ ²⁰ ИССЛЕДОВАНИЕ БАНДАЖНОЙ СТАЛИ КОЛЕСНЫХ ПАР НА
 ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ
 Кусаинова К.Т., Кабылбекова У.М.
Республика Казахстан, г.Астана, Казахский агротехнический факультет им.С. Сейфуллина
- 15 – 15** ²⁰ ³⁰ ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОД-
 УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
 Крень А.П., Протасеня Т.А.
Беларусь, ГНУ Институт прикладной физики НАН Беларуси
- 15 – 15** ³⁰ ⁴⁰ ОБ ИЗНАШИВАНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ
 МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ
 СКОЛЬЖЕНИЯ С ТОКОСЪЁМОМ
 Алеутдинова М.И.^{1,2}, Фадин В.В.¹.
¹*Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,*
²*Россия, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ*
- 15 – 15** ⁴⁰ ⁵⁰ ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА АЭ ДЛЯ ОЦЕНКИ ДЕФЕКТНОСТИ
 ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ
 ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ,
 ИСПЫТЫВАЮЩИХ ЦИКЛИЧЕСКИЕ НАГРУЗКИ
 Беженов С.А.
Украина, Запорожский национальный технический университет

- 15⁵⁰ – 16⁰⁰ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ
МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ
ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ДЕГРАДАЦИИ
Марущак П.О., Данилюк И.М.
*Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя,
Украина*
- 16⁰⁰ – 16³⁰ **ПЕРЕРЫВ**
- 16³⁰ – 16⁴⁰ НОВЫЙ ОПТИЧЕСКИЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК
Науменко О.В.
НПУ им. Драгоманова, Киев, Украина
- 16⁴⁰ – 16⁵⁰ СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТЕКЛА ПРИ ЛОКАЛЬНОМ
НАГРУЖЕНИИ ИНДЕНТОРОМ РОКВЕЛЛА ВБЛИЗИ КРОМКИ
ОБРАЗЦА
Хворостяный В.В.
Украина, Институт проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины
- 16⁵⁰ – 17⁰⁰ ДЕСТРУКЦИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ
АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ
Эскин Э.А.
Украина, Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренко НАН Украины
- 17⁰⁰ – 17¹⁰ КОНЦЕНТРАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБЛАСТИ ЛОКАЛЬНЫХ
УГЛУБЛЕНИЙ В СФЕРИЧЕСКОЙ И ТОРОИДАЛЬНОЙ ОБОЛОЧКЕ
Якупов Н.М., Киямов Х.Г., Султанов Л.У., Якупов С.Н.
РФ ИММ КазНЦ РАН

4.09.2012 - 5.09.2012 СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ОСОБЕННОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₃Ge

Абзаев Ю.А., Клопотов А.А., Кыпчаков А.А.

Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет

О СВОЙСТВАХ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДОРЕКРИСТАЛИЗАЦИОННЫХ НАГРЕВОВ

Алимов В.И., Пушкина О.В.

Украина, ГВУЗ ДонНТУ

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ ПЕРЕДЕЛ РАЗРУШЕННОГО БЫСТРОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Алимов В. И., Георгиаду М. В., Белевцов А.Б.

Украина, ГВУЗ «Донецкий национальный технический университет»

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА СИЛУМИНОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Алсараева К.В.¹, Коновалов С.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Комиссарова И.А.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,*

²*Институт сильноточной электроники СО РАН,*

³*Научно-исследовательский Томский политехнический университет*

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

АНАНЬЕВ А.И.¹, БАКЛУНОВ А.М.¹, МУРЫШЕВ Е.Ю.², ШЕВЧЕНКО В.Г.³

¹*Россия, ФГУП «НПО им. С.А.Лавочкина»*

²*ООО «Русский двигатель»*

³*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии
твердого тела Уральского отделения Российской академии наук*

КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ZrO₂

Артамонова О.В.

Россия, Воронежский государственный архитектурно-строительный университет

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ, ОСНОВАННОЕ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ ОПЕРАТОРА КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

¹Бардушкин В.В., ¹Кириллов Д.А., ¹Сорокин А.И., ²Сычев А.П., ¹Яковлев В.Б.

¹*Россия, Москва, Национальный исследовательский университет «МИЭТ»;*

²*Россия, Ростов-на-Дону, Южный научный центр РАН*

ТИПИЧНЫЕ ОШИБКИ ПРИ КОМПЬЮТЕРНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Бахрушин В.Е.

Украина, Запорожье, Классический приватный университет

СТАТИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ
СТАЛИ ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бондарева Е.Н., Тихонова М.С., Беляков А.Н.

Россия, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет»

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ДВОЙНИКОВЫХ
ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА

Босин М.Е., Рускин В.М.

Украина, Харьковская гуманитарно-педагогическая академия

ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА И ЕГО ВЛИЯНИЕ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Бочкарёва А.В.¹, Ли Ю.В.², Баранникова С.А.^{1,2,3}, Зуев Л.Б.^{1,2}

1- Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

2- Россия, Томский государственный университет,

3- Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет

ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ СЛОЖНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ
СТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Бурцев А.А., Антонов Д.Н., Бухаров Д.Н., Бутковский О.Я.

*Россия, Владимирский Государственный Университет имени А.Г. и Н.Г. Столетовых,
факультет прикладной математики и физики*

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ
АЛЮМОИТТРИЕВОГО СВЯЗУЮЩЕГО

Варфоломеев М.С.¹, Моисеев В.С.¹, Щербакова Г.И.²

*¹Россия, ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет
им. К.Э. Циолковского»*

*²Россия, ГНЦ РФ ФГУП «Государственный научно-исследовательский институт химии и
технологии элементоорганических соединений»*

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АКРИЛАТНЫХ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПУТЕМ
ВВЕДЕНИЯ В ИХ СОСТАВ МАЛЫХ ДОБАВОК (МЕГ)АКРИЛАТОВ С
ОБЪЕМНЫМИ СПИРТОВЫМИ ГРУППАМИ

Верховых Р.А., Додонов В.А., Гуштин А.В.

Россия, ННГУ им. Н.И. Лобачевского

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ
ПЛАСТИН ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1151АТ
ТОЛЩИНОЙ 3 ММ

Винокуров Н.В., Каменева А.Л.

Россия, Пермский национальный исследовательский политехнический университет

ИЗУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НАНОАЛМАЗНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

Витязь П.А.¹, Сенють В.Т.¹, Хейфец М.Л.², Гайко В.А.², Колмаков А.Г.³,

Клименко С.А.⁴

¹Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²Беларусь, ГНПО «Центр» НАН Беларуси

Россия, ³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Украина, ⁴Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины

ОБЪЕМНЫЕ МОДУЛИ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ

Грешняков В.А., Беленков Е.А.

Россия, Челябинский государственный университет, greshnyakov@csu.ru

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК GaN, ПОЛУЧЕННЫХ НА ПОДЛОЖКЕ p-p-GaN

Дяденчук А.Ф., Кидалов В.В.

Украина, Бердянского государственного педагогического университета

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА, УПРОЧНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ФАЗАМИ МОЛИБДЕНА, НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

Евдокимов В.Ю., Овсянников Н.А., Тютькова Ю.Б., Пруцков М.Е., Егоров А.А., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Смирнов В.В., Фомин А.С., Баринов С.М.

Российская Федерация, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ Жумадилова Ж.О.

Республика Казахстан, Казахский Национальный технический университет имени К.И. Сатпаева, г.Алматы

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА ДОМЕННОГО КОКСА С ПОМОЩЬЮ НЕСПЕКАЮЩИХСЯ МИКРОПОРОШКОВ

Зеленский О.И.

Украина, ГП «УХИИ»

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АКРИЛАТНЫХ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПУТЁМ ВВЕДЕНИЯ МИНЕРАЛЬНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

Ильянов С.Н.¹, Додонов В.А.¹, Обьедков А.М.²

¹*ННГУ им.Н.И.Лобачевского, г.Нижний Новгород*

²*ИМХ РАН им.Г.А.Разуваева, г.Нижний Новгород*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ В ПОРОШКАХ РЕНИЯ

Казенас Е.К., Волчёнкова В.А., Овчинникова О.А., Пенкина Т.Н., Родионова С.К., Смирнова В.Б.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ

Каменева А.Л.

Россия, Пермский национальный исследовательский политехнический университет

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЕЧАТИ СТРУЙНОГО ПРИНТЕРА НА СВОЙСТВА НАНЕСЕННЫХ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЛОЕВ

Кирпаль Р.А.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

СТАТИСТИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОКРЕМНЕЗЕМИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Клименко Н.Н., Михайленко Н. Ю.

Россия, ФГБОУ ВПО «РХТУ им. Д.И. Менделеева»

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И
КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА
ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ**

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Чегуров М.К.¹,
Мелехин Н.В.¹, Москвичев А.А.^{1,3}, Пискунов А.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Вирясова Н.Н.¹,
Бобров А.А.¹, Смирнова Е.С.¹, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,3}, Яшина К.В.¹

¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

²Беларусь, ФТИ НАН Беларуси

³Россия, Институт проблем машиностроения РАН

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО
СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ**

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Чегуров М.К.¹,
Пискунов А.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Бутусова Е.Н.¹, Бобров А.А.¹, Сахаров Н.В.¹,
Смирнова Е.С.¹, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,3}, Яшина К.В.¹

¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

²Беларусь, ФТИ НАН Беларуси

³Россия, Институт проблем машиностроения РАН

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРИТНО –
МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК – 181**

Колмаков А.Г.¹, Чернов В.Ч.², Просвирнин Д.В.¹, Терентьев В.Ф.¹, Заболотный В.Т.¹

¹ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва

²ВНИИИМ им. А. А. Бочвара. Москва

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛАТУНИ Л70

Конькова Т.Н.¹, Миронов С.Ю.¹, Корзников А.В.¹, Корзникова Г.Ф.¹, Мышляев М.М.²

¹Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов

²Россия, Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова

УПРУГИЕ СВОЙСТВА НИТРАТА ЛИТИЯ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н.

Россия, КемГУ

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ КРИВЫЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ХРОМА

Кубаткин В.С.

Россия, МГТУ «Станкин»

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ**

Куперман А.М., Турусов Р.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической
физики им. Н.Н. Семёнова РАН

**ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРНОЙ
ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ
ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ШПАЛ**

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

Россия, Москва, Московский государственный университет путей сообщения (МГУПС (МИИТ))

ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ЗОН СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ МЕТАЛЛОПРОКАТА В УСЛОВИЯХ КОМПЛЕКСА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ В ОАО «ММК»

Лазарева А.И., Копцева Н.В.

Россия, ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ
Леонтьев И.М.

Россия, Тульский государственный университет

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СПЕКАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Лопатин Ю.Г.¹, Нохрин А.В.¹, Сахаров Н.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Болдин М.С.¹, Попов А.А.¹, Благоевещенский Ю.В.², Котков Д.Н.¹, Семенычева А.В.¹, Исаева Н.В.², Смирнова Е.С.¹

¹ *Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,*

² *Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ SPARK PLASMA SINTERING ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ

Лопатин Ю.Г., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Попов А.А., Козлова Н.А.,

Копылов В.И.^(*), Чегуров М.К., Пискунов А.В., Котков Д.Н., Семенычева А.В.

Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,

^(*) *Беларусь, ФТИ НАН Беларуси*

УСТОЙЧИВОСТЬ ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННОГО ПРОКАТА ПРИ ПРОДОЛЬНОМ ИЗГИБЕ

Максимов А.Б.

Государственный морской технологический университет, Керчь, Республика Крым, Россия

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

Максимченко Н.Н.

Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ ТЕЛЛУРИДА СВИНЦА И $Pb_{1-x}Sn_xTe$ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ КАК ОДИН ИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЛУБИНЫ НАРУШЕННОГО СЛОЯ

Маланич Г.П.

Украина, Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины

ОЦЕНКА ДИФфуЗИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКОТРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТЕПЛОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С РЕСУРСНЫМ СМАЗЫВАНИЕМ

Маленко П.И.¹, Леонов А.Ю.², Релмасира К.Д.³

¹Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет»

²Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет»

³Индонезия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет»

МЕХАНИЗМ САМОДИФфуЗИИ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ, РЕАЛИЗУЕМЫЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УДАРНЫХ ВОЛН

Маркидонов А.В.

Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке

СИНТЕЗ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

ОКТОМОЛИБДЕНОКОБАЛЬТАТА

Маркова Е.Б. Панурин Н.А. Орешкина А.В. Казиев Г.З.

Россия, Московский педагогический государственный университет

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr

Морозова А.И., Шахова Я.Э., Беляков А.Н.

Россия, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет»

МИНЕРАЛЬНО-ОРГАНИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Мусафирова Г.Я., Грушевская Е.Н.* , Вербищук Я.Я.**

Республика Беларусь, Гродненский государственный университет им. Я. Купалы,

**Белорусский государственный университет транспорта

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ЭФФЕКТИВНОГО ВОДОРОДНОГО АККУМУЛИРОВАНИЯ ЭНЕРГИИ В ГИДРИРОВАННЫХ ГРАФЕНОВЫХ И ГРАФИТОВЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Нечаев Ю.С.

Россия, ЦНИИчермет им.И.П.Бардина

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Смирнова Е.С.¹, Мелехин Н.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Пискунов А.В.¹, Бобров А.А.¹, Мышляев М.М.^{3,4}, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,5}, Яшина К.В.¹

¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,

²Беларусь, ФТИ НАН Беларуси,

³Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

⁴Россия, Институт физики твердого тела РАН,

⁵Россия, Институт проблем машиностроения РАН

**ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Мелехин Н.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹,
Бобров А.А.¹, Мышляев М.М.^{3,4}, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,5}, Яшина К.В.¹

¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,

²Беларусь, ФТИ НАН Беларуси,

³Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

⁴Россия, Институт физики твердого тела РАН,

⁵Россия, Институт проблем машиностроения РАН

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И
СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА НА ИЗМЕНЕНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ
КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30 ХГСА**

Панова Е.А., Саблин П.А., Муравьев В.И.

РФ, Космопольский-на-Амуре государственный технический университет

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ПРОШИВКИ В
УСЛОВИЯХ СТЗ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ФОРМЫ РАБОЧЕЙ
ОПРАВКИ**

Парфенов В.А., Чепурин М.В.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
профессионального образования «Национальный исследовательский университет «МЭИ»*

ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Пачурин Г.В., Филиппов А.А, Григорьева А.О.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

**СТЕКЛОМЕТАЛЛОКОМПОЗИТ - НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ
КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СТЕКЛА**

Пикуль В.В.

Россия, Институт проблем морских технологий ДВО РАН

**МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АК12Д ПОСЛЕ ИПД КРУЧЕНИЕМ С
ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Пинегина А.А., Абрамова М.М., Александров И.В.

Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ,
СОПРОВОЖДАЮЩИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ МЕТАЛЛА**

Полетаев Г.М., Мартынова Е.В., Кайгородова В.М.

Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

**ИЗУЧЕНИЕ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ПРИБОРОВ
НА ИХ ОСНОВЕ**

Рабинович О.И.

ФГАОВ ВПО НИТУ «Московский институт стали и сплавов»

**ПОВЫШЕНИЕ СТАТИЧЕСКОЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ФЕРРИТНОЙ
КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ «ВНУТРЕННЕГО»
АЗОТИРОВАНИЯ**

Рогачев С.О.¹, Никулин С.А.¹, Терентьев В.Ф.², Просвирнин Д.В.², Хаткевич В.М.¹

¹Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

²Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия

ПОВЕРХНОСТНЫЕ ДЕФЕКТЫ И КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ
ОТОЖЖЕННОГО И ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОГО ФЛОАТ СТЕКЛА
Родичев Ю.М.¹, Сорока Е.Б.¹, Веер Ф.А.²

¹Украина, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины

²Нидерланды, Дельфтский технический университет (TU Delft)

РАЗРАБОТКА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ
АЛЮМИНИЯ

Романов А.Д., Чернышов Е.А., Романов И.Д.

НГТУ им. Р.Е. Алексева

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИИ СТАЛЬ – НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ
ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

Россия, ФГБОУ ВПО «Кубанский государственный технологический университет»

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ
И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МЕДНО-ТИТАНОВОГО МАТЕРИАЛА

Рябичева Л.А., Дядичев А.В.

Украина, Восточноукраинский национальный университет имени Владимира Даля

ВЛИЯНИЕ АКТИВНЫХ СРЕД НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И
ДЕФОРМАЦИИ В ВОЛЬФРАМОВЫХ ПОРОШКАХ ПРИ ИХ
МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Савенко В.И., Чернышев В.В., Топоров Ю.П., Малкин А.И., Клюев В.А.,
Лознецова Н.Н.

Россия, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА
ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.

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

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ZrO_2 -WC-Fe,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ “СПЕКАНИЕ-КОВКА”

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Григорьев М.В., Кульков С.Н.

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

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ
ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

Сандомирский С.Г.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ С МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ Ni-Al
Санников А.В., Полетаев Г.М.

Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова

**РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ
МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ С
ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ**

Сахаров Н.В., Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Шотин С.В., Нохрин А.В.,
Лопатин Ю.Г., Попов А.А., Смирнова Е.С., Семенычева А.В., Яшина К.В.,
Котков Д.Н., Писклов А.В.

¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

**ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
НОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ INCONEL 52 И INCONEL 52 MSS**

Семеренко Ю.А.¹, Скибина Л.В.¹, Ющенко К.А.²

¹ФТИНТ им. Б.И. Веркина НАНУ, г. Харьков, Украина,

²Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина

**ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА АКУСТИЧЕСКИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ
СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Al_{0.5}CoCuCrNiFe$**

Семеренко Ю.А.¹, Табачникова Е.Д.¹, Салищев Г.А.³, Тихоновский М.А.²,

Лактионова М.А.¹, Тихоновская Т.М.², Колодий И.В.², Тортика А.С.², Степанов

Н.Д.³, Шайсултанов Д.Г.³, Шумилин С.Э.¹

¹ФТИНТ им. Б.И. Веркина НАНУ, г. Харьков, Украина; ²ННЦ ХФТИ НАНУ, г. Харьков, Украина;

³НИУ БелГУ, г. Белгород, Россия

**ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК НАНОПОРОШКА НА СВОЙСТВА КЕРАМИКИ
 $ZrO_2-Y_2O_3$**

Соковнин С.Ю., Ильвес В.Г., Хрустов В.Р., Заяц С.В.

Россия, Институт электрофизики УрО РАН

**КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ,
МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ**

Сорока Е. Б.¹, Родичев Ю. М.¹, Клименко С. А.², Ковалев В. Д.³, Васильченко Я. В.³

¹Украина, Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины

²Украина, Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,

³Украина, Донбасская государственная машиностроительная академия

**СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ
КОРРОЗИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ
МНОГОКРАТНОЙ КОВКЕ И ОТЖИГУ**

Сорокопудова Ю.В., Тихонова М.С., Беляков А.Н.

Россия, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский
университет»

**ФРАКТОГРАФИЯ МАЛОЦИКЛОВОГО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ
ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ175**

Терентьев В.Ф.¹, Беляев М.С.², Бакрадзе М.М.², Горбовец М.А.², Гольдберг М.А.¹

¹ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва

²ФГУП «ВИАМ», Москва

**ИЗМЕНЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В ТРИП – СТАЛИ
ВНС 9-Ш В ПРОЦЕССЕ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Терентьев В.Ф.¹, Слизов А.К.², Просвирнин Д.В.¹, Сиротинкин В.П.¹, Ашмарин А.А.

¹

¹ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва

²ОАО «Камов», Люберцы Московской обл.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОФАЗНОЙ ТРИП – СТАЛИ

Терентьев В.Ф.¹, Терехов А.А.², Просвирнин Д.В.¹, Коновалов А.В.², Гольдберг М.А.¹

¹ИМЕТ РАН, Москва,

²МГТУ им Н.Э. Баумана, Москва

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ТЕРМОЭЛАСТОПЛАСТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИПРОПИЛЕНА И КАУЧУКОВ

Тертышная Ю.В., Шибряева Л.С.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля Российской Академии Наук

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, И $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ ТРЕГУБОВ И.М.

Россия, Воронеж, Воронежский государственный технический университет, кафедра физики твердого тела

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРОИЗВОДСТВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5Ф3

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.И.Францевича

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ АППАРАТА ДЛЯ УЛАВЛИВАНИЯ АБРАЗИВНОЙ ПЫЛИ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ Усманова Р.Р., Галиев А.Р., Усманова Г.А.

Государственное автономное научное учреждение «Институт прикладных исследований» Академии наук Республики Башкортостан, Стерлитамак, Россия

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ И ТЕКСТУРА УЧАСТКОВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА

Усов В.В.¹, Рабкина М.Д.², Шкагуляк Н.М.¹, Чернева Т.С.¹, Барган Д.В.¹

¹Южно-украинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского, Одесса,

²Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

СНЯТИЕ ВЫРОЖДЕНИЯ НА ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЕ РАССЛАИВАЮЩЕГОСЯ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫХ СИСТЕМАХ

Федосеев В.Б.

Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского

ДИАГРАММА ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ОТРАЖАЮЩАЯ ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТИ

Цыбанёв Г.В., Новиков А.И.

Украина, Киев, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧАЕМЫХ НА ПРОШИВНОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ТПА С НЕПРЕРЫВНЫМ И ПИЛИГРИМОВЫМ РАСКАТНЫМИ СТАНАМИ

Чепурин М.В.

Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский университет «МЭИ»

**О ВЛИЯНИИ МАГНИТО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Шипко М.Н.¹, Коровушкин В.В.², Степович М.А.^{3,1}

¹Россия, Ивановский филиал Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова

²Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

³Россия, Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЭП НИКЕЛЬ-ДИБОРИД ХРОМА

Ширяева Л.С., Галевский Г.В., Ноздрин И.В., Руднева В.В.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет

**ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИГАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Шишкина Ю. А., Баглюк Г. А., Мамонова А. А., Тихонова И. Б., Майстер П.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины

**ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕКСТУРУ БИНАРНОГО СПЛАВА
МАГНИЙ-ЛИТИЙ**

Шкатуляк Н.М., Санькова С.В., Усов В.В.

Украина, Южно-украинский национальный педагогический университет

им. К.Д. Ушинского. Одесса

**ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЙ ТЕМПЕРАТУРЫ И ОСАЖДАЕМОГО ПОТОКА НА
ПРОЦЕСС КВАЗИРАВНОВЕСНОЙ КОНДЕНСАЦИИ**

Ющенко О. В., Жиленко Т. И.

Украина, Сумский государственный университет

**СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-Cu,
ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ
ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ**

Романов Д.А.¹, Олесюк О.В.¹, Будовских Е.А.¹,

Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Тересов А.Д.^{2,3}

¹Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,

²Россия, Институт сильноточной электроники СО РАН,

³Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

**АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ ПОСЛЕ
ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

Капралов Е.В., Райков С.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ



ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЖЕЛЕЗА И ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

ГЛЕЗЕР А.М., САВЧЕНКО А.Г., ТОМЧУК А.А.

НИТУ «МИСИС»,

ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина

Изучено влияние дробности и способа деформирования при комнатной температуре в камере Бриджмена (сдвиг под высоким квазигидростатическим давлением) на структуру и механические свойства технически чистого железа и магнитно – мягкого сплава FeNi. Установлено, что число проходов и направление вращения подвижной наковальни оказывают существенное влияние на структурные характеристики деформационных фрагментов и рекристаллизованных зерен, формирующихся при мегапластической деформации. Проанализирована корреляция между параметрами структуры и величиной микротвёрдости и магнитными характеристиками. Обнаружены аномальные эффекты изменения магнитного насыщения и показана выполнимость соотношения Холла-Петча в рамках модели двухфазной структуры «деформационные фрагменты + рекристаллизованные зерна». Методами просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов проанализирована эволюция структурных параметров деформационных фрагментов и динамически рекристаллизованных зерен в процессе мегапластической деформации по мере увеличения числа полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена. Показано, что формирование в структуре значительного количества высокоугловых границ зерен обусловлено главным образом процессом низкотемпературной динамической рекристаллизации.

ПЛАЗМЕННОЕ НАНОСТРУКТУРНОЕ КЕРМЕТНОЕ TiCN–NiMo ПОКРЫТИЕ

КАЛИТА В.И., КОМЛЕВ Д.И., САМОХИН А.В., РАДЮК А.А., ИВАННИКОВ А.Ю.,

ГРИГОРОВИЧ К.В., АЛПАТОВ А.В.

Институт металлургии и материаловедения А.А.Байкова РАН, Москва

vkalita@imet.ac.ru

Материалы и методы. Исследованы покрытия, напыленные из порошков, полученных методом механического легирования (МЛ) исходных смесей, содержащих 70 об% карбонитрида титана и металлической матрицы Ni и Mo в соотношении Ni_{0,75}Mo_{0,25} с размером частиц 20–40 мкм. МЛ проводили в планетарной мельнице фирмы Фритч до 30 часов. Далее порошок прессовали в холодную и спекали при температуре 1130°C в течение 3 часов в атмосфере аргона. Спеси дробили в планетарной мельнице в порошок для напыления.

Плазменное напыление вели с местной защитой от атмосферы воздуха на универсальной плазменной установке УПУ–3д. Покрытия толщиной до 0,2 мм использовали для рентгеновского фазового анализа на медном K α излучении. С целью установления представления о процессах формирования фаз в исследуемых керметных материалах определили содержание углерода. Микротвёрдость покрытий определяли на шлифах поперечных сечений при нагрузках 0,5 и 0,2 Н.

Результаты и их обсуждение. Исходный TiCN порошок имел период решётки 0,4306 нм, размер ОКР 140,6 нм, микродеформации равны 0,20±0,02%. Период решетки TiCN уменьшается в порошке для напыления до 0,4275 нм, и до 0,4273 нм в покрытии. Исходный состав порошка содержал: 56,33%TiCN–32,76%Ni–10,92%Mo в

массовых процентах и в объемных соответственно 70об%TiCN–30об%(Ni_{0,75}Mo_{0,25}). В порошке для напыления основная фаза матрицы 27,3об%Ni_(1-x)Mo_x с примерным соотношением Ni_{0,9}Mo_{0,1}. В покрытии содержание основной матричной фазы уменьшается до 16,2об%Ni_(1-x)Mo_(x), но фиксируются фазы 5,2об%MoNi и 6,3об%MoNi₃. Отжиг покрытия практически не изменяет содержание основной матричной фазы, 15,9об%Ni_(1-x)Mo_x, а состав дополнительных матричных фаз изменился, 8,5об%Ni₃Ti – 6,7об%Ti₂O₃ - 5,8об%Ni₃Ti₃O. Период решетки Ni_(1-x)Mo_x фазы в порошке для напыления 0,3596 нм, в покрытии он повышается до 0,3618 нм. Термообработка покрытия уменьшила период основной матричной фазы покрытия до 0,3589 нм. Можно предположить, что при плазменном напылении в основной фазе матрицы Ni_(1-x)Mo_x фиксируются пересыщенный твердый раствор продуктов взаимодействия между TiCN и NiMo, которые сформировались на стадии МЛ и последующего спекания при температуре 1130 °С. Микродеформации в TiCN карбиде составляют: в исходном состоянии, 0,2%, в порошке для напыления, 0,27%, в покрытии, 0,16%, в покрытии после термообработки, 0,06%. Микродеформации в NiMo матрице изменяются: в порошке, 0,16%, в покрытии, 0,55%, в покрытии после термообработки, 0,27%.

Величина ОКР в исходном порошке TiCN, который использовали для приготовления смеси, равна 140,6 нм. В напыляемом порошке ОКР фазы TiCN равна 37,1 нм. Можно предположить, что в процессе МЛ кристаллы TiCN измельчаются или подвергаются деформации с формированием более дисперсной структуры, что отражается в уменьшении величины ОКР. В покрытии ОКР TiCN больше, чем в порошке для напыления, 59,3 нм, что может быть связано с формированием кольцевой структуры с участием молибдена вокруг карбида титана. После термообработки покрытия при 900 °С в течение 3 часов ОКР TiCN равен 35,4 нм, что близко к значению, полученному в порошке для напыления. Такое изменение может быть связано с большей точностью определения ОКР в отожженном покрытии или со структурными изменениями кольцевой зоны вокруг карбонитрида. Величина ОКР в отожженной Ni-Mo матрице порошка для напыления равна 28 нм, и существенно уменьшается до 9,1 нм в напыленном покрытии, что, видимо, связано с измельчением кристаллической структуры матрицы при быстрых скоростях затвердевания и охлаждения в процессе плазменного напыления. После термообработки покрытия при 900 °С в течение 3 часов ОКР Ni-Mo матрицы существенно увеличивается до 40,8 нм, что, видимо, связано с уменьшением концентрации структурных дефектов, формирующихся при плазменном напылении и упрочняющих матрицу.

Массовое содержание элементов в кермете с nano размерами TiCN карбида: 56,33%TiCN – 32,76%Ni – 10,92%Mo. С учетом установленных содержаний углерода 14,5мас%С и азота, 4,94мас%N в исходном порошке TiCN и массового содержание TiCN в кермете, получили расчетное содержание элементов в кермете 45,4мас%Ti – 8,26мас%С – 2,66мас%N – 32,76мас%Ni – 10,92мас%Mo. Содержание углерода в порошке после МЛ и термообработки 1130°С, 3 часа, равно 4,64мас%С и азота 4,30мас%N. Углерода при изготовлении порошка потеряли 43,83%, а содержание азота увеличилось на 61,65%. В покрытии после напыления зафиксированы следующая потеря содержания металлоидов: 3,40мас%С и 4,48мас%N. Углерода при напылении потеряли 26,72%, а содержание азота увеличилось на 4,2%. Суммарная потеря азота и углерода при напылении составили 12,30мас%. Общие потери углерода в покрытии по сравнению с расчетным значением 58,84%, содержание азота увеличилось на 68,3%. Общие потери металлоидов углерода и азота, относительно первоначального состояния, составили 27,9%. Следует подчеркнуть, что в

карбонитриде титана уменьшалось содержание углерода с 75,59% в исходном порошке TiCN, до 51% в порошке для напыления и до 43,15% в покрытии. Известно, что потери углерода в TiCNкарбонитриде титана превышают потери азота, что связано с меньшим его растворением в жидкой матричной фазе напыляемого кермета.

Изменения величин ОКР для керметов с карбидами нано размеров. У исходного карбонитрида эта величина 140,6 нм, она уменьшается до 37,1 нм в порошке для напыления и повышается в покрытии до 59,3 нм. Предполагаем, что это может быть результатом формирования К – зоны вокруг карбида. После термообработки величина ОКР снижается до 35,4 нм, до значения близкого к ОКР карбида в порошке для напыления. Величины ОКРNiMo матричной фазы изменяются в следующей последовательности, в порошке для напыления 28 нм, в покрытии 9,1 нм и в покрытии после термообработки 40,8 нм.

В порошке для напыления микро деформация 0,16%, после напыления эта величина увеличивается в 2 раза, до 0,55%, а после дополнительной термообработки практически возвращается к значению в порошке 0,27%.

Систематизированные в этой статье экспериментальные данные по содержанию углерода в кермете и периоду решетки карбидной фазы, использовали для оценки полученных ранее средних значений микротвердости керметных покрытий. Для этого по определенному содержанию углерода вычислили период решетки карбида, второе значение периода решетки взяли из рентгеновских исследований и их среднее значение использовали для получения формулы карбида. Расчетную микротвердость карбидов определили используя литературные данные, исходя из полученной формулы карбида. Далее подсчитали вклад микротвердости упрочняющей фазы фазы, H_{TiCN} , в микротвердостькермета, H_c , с учетом ее объемного содержания $V_{TiCN} = 0,722$ по формуле:

$$H_c = V_{TiCN} \times H_{TiCN},$$

где V_{TiCN} - объемная доля карбидов в кермете.

Полученное расчетное значение вклада карбонитрида в микротвердость кермета находится в хорошем соответствии с экспериментальными значениями, H_{exp} (Табл.).

Таблица

Вклад карбидов в микротвердостькерметов.

V_{TiCN}	Формула карбида	$H_{TiCN}, \text{кг/мм}^2$	$H_c, \text{кг/мм}^2$	$H_{exp}, \text{кг/мм}^2$
0,722	Ti(CN) _{0,57}	1780	1285	1411

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов РФФИ №№: 11-08-00068, 12-08-00001, 12-08-31094, 13-08-12101, 13-08-12117, 14-08-31330, МК-2178.2014.

Выводы

1. Провели анализ изменения содержания углерода и азота на всех стадиях получения керметных покрытий 70об%TiCN–NiMo: механическое легирование, спекание порошка и плазменное напыление покрытия. Установили трансформацию упрочняющей фазы из исходного состояния $TiC_{0,56}N_{0,44}TiC_{0,38}N_{0,31}$ при получении порошкapedназначенного для напыления и в $TiC_{0,27}N_{0,30}$ покрытия.

2. Уменьшение содержание металлоидов в упрочняющей фазе определяет значение микротвердости покрытия, 1411 кг/мм². Выполнили расчет вклада микротвердости $TiC_{0,27}N_{0,30}$ фазы в микротвердость керметного покрытия, 1285

кг/мм², исходя из микротвёрдости TiC_{0,27}N_{0,30}, 1780 кг/мм², и его объемной доли в покрытии, 72,2%.

3. Дальнейшее повышение микротвёрдости керметных покрытий TiCN–NiMo возможно при сохранении содержания углерода в карбидной фазе за счет регулирования исходного содержания углерода в кермете и дополнительного легирования карбида, повышающего его устойчивость.

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ

МАТЮНИН В.М., МАРЧЕНКОВ А.Ю.

Россия, НИУ «МЭИ», MatiuminVM@mpei.ru

Размерный (масштабный) эффект проявляется при различных способах деформирования материалов, включая деформирование индентором. При индентировании влияние размерного эффекта проявляется прежде всего на значениях определяемой твёрдости материала. Например, по экспериментальным данным, представленным в [1], значение твёрдости технического железа HV с уменьшением нагрузки вдавливания до 0,05 Г увеличилось примерно на 2 порядка по сравнению с значениями HV 10, определёнными при нагрузке F = 10 кГ (рис. 1).

Авторами настоящего доклада были определены значения твёрдости HV при снижении нагрузки вдавливания для армо-железа, имеющего примерно такую же твёрдость 95 HV 10, как и техническое железо в [1]. Для этого был подготовлен шлиф из армо-железа, имеющего крупное зерно размером около 250 мкм, с предварительной выполненной электролитической обработкой поверхностного слоя для снятия технологического наклёпа. Крупное зерно позволяло нанести несколько отпечатков в его середине и на некотором удалении от границ, что исключало их дополнительное влияние. Индентирование четырёхгранной пирамидой при нагрузках вдавливания от 10 кГ до 0,1 кГ выполнялось на приборе Instron Tukon 2500, при меньших нагрузках индентирование выполнялось трёхгранной пирамидой Берковича на приборе «Nanoscan-3D». Минимальная нагрузка вдавливания составила 0,1 Г, при ещё меньшей нагрузке резко возрастала погрешность измерений. Твёрдость при индентировании пирамидой Берковича определялась по следующей формуле:

$$HV = \frac{F_{\max}}{23,96 \cdot h_c^2}, \quad (1)$$

где $h_c = h_{\max} - \varepsilon \frac{F_{\max}}{S}$ [2]; S – контактная жёсткость при разгрузке; ε –

поправочный коэффициент.

При нагрузке F = 0,1 Г значение твёрдости составило 400 HV 0,0001, что примерно в 4 раза превышало твёрдость 95 HV 10 при нагрузке 10 кГ. Полученные значения HV при разных F были нанесены на рис. 1, из которого видно, что при F = 10⁰ – 10⁴ Г экспериментальные точки для армо-железа практически совпадают с зависимостью, полученной для технического железа в [1], а при F < 10⁰ Г наблюдаются различия в значениях HV.

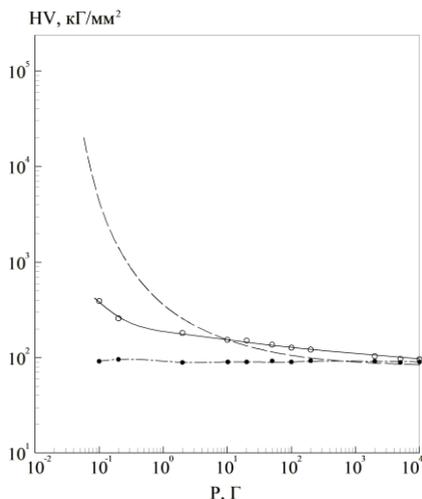


Рис. 1. Экспериментальные зависимости HV от F для технического железа (штриховая линия) [1] и для армо-железа (светлые точки); скорректированные значения HV для армо-железа (чёрные точки)

Представленные экспериментальные данные свидетельствуют о сильном влиянии размерного эффекта на определяемые значения твёрдости при микро- и наноиндентировании. В связи с развитием наноматериаловедения и нанотехнологий возрос спрос на индентирование материалов не только на микро-, но и на наноуровне. В нашей стране в 2011 году введён в действие ГОСТ Р 8.748-2011, который адаптирован к международному стандарту ИСО 14577-1:2002. В ГОСТ Р 8.748-2011 приведены диапазоны применения метода инструментального индентирования с регистрацией диаграмм вдавливания. Диапазоны инструментального индентирования разграничены в зависимости от нагрузки вдавливания F и глубины невосстановленного отпечатка h (таблица 1).

Таблица 1 – Диапазоны применения метода инструментального индентирования (ГОСТ Р 8.748-2011)

Макродиапазон	Микродиапазон	Нанодиапазон
$2 \text{ Н} < F \leq 30 \text{ кН}$	$F < 2 \text{ Н}; h > 0,2 \text{ мкм}$	$h \leq 0,2 \text{ мкм}$

Причины проявления размерного эффекта можно подразделить в общем виде на физические и инструментальные [3]. Однако, по нашему мнению, такое подразделение причин можно расширить и конкретизировать, добавив металлургические (структура, размер зёрен, неметаллические включения, карбидные частицы и прослойки и др.), технологические (наличие наклёпа в поверхностном слое, наличие окислов, поверхностно-активных веществ и др.), механические (скорости нагружения и деформации, вид НДС и др.), геометрические (линейные, поверхностные и объёмные параметры отпечатков, отношение деформируемой поверхности к объёму отпечатка). Среди физических причин следует выделить увеличение доли упругого восстановления для малых отпечатков, увеличение поверхностной энергии, вероятность отсутствия дислокаций в малых объёмах,

соизмеримых с кристаллическими ячейками, и др. К инструментальным причинам можно отнести вибрации частей прибора, несовершенства формы индентора, погрешности измерений и др. При уменьшении деформируемого объёма многие перечисленные причины приводят к увеличению сопротивления упругопластической деформации при внедрении индентора, а следовательно, и к увеличению значений определяемой твёрдости материала.

Из зарубежных литературных источников известны предложения по исключению влияния размерного эффекта на зависимость твёрдости HV от нагрузки вдавливания F. Они заключаются в том, чтобы ввести некоторую коррекцию в формулу для расчёта твёрдости HV, в результате чего её значения будут оставаться примерно постоянными на разных размерных уровнях индентирования. Так, например, в работе [1], твёрдость HV рекомендуют рассчитывать по формуле:

$$HV = \frac{\alpha F}{(d + \beta d^{1/3})^2}, \quad (2)$$

где $\alpha = 1,854$ – безразмерная константа для пирамиды Виккерса; d – диагональ отпечатка; β – параметр, учитывающий влияние размерного эффекта.

Параметр β можно определить из формулы (2) регрессионным анализом результатов индентирования с различной нагрузкой вдавливания. Действительно, как показали наши расчёты, для экспериментальных данных, полученных для арможелеза, параметр β «подавляет» влияние размерного эффекта, и скорректированные значения твёрдости HV практически не изменяются на разных размерных уровнях индентирования (рис. 1). Однако, такой приём, исключая влияние размерного эффекта как физического явления, нецелесообразен. Как отмечалось выше, с уменьшением F и h при переходе к микро- и наноуровням индентирования многократно уменьшается деформируемый объём, усложняются условия деформации и возрастает сопротивление материала этой деформации. Более того, если деформируемый объём приближается к объёму элементарных кристаллических ячеек металла, то твёрдость может возрасти до её теоретического значения по аналогии с теоретической прочностью металла [4].

Среди размерных параметров, влияющих на размерный эффект, наиболее характерным является деформируемый упругопластический объём материала. На микро- и наноуровнях индентирования деформируемый объём может возрасти на 10 и более порядков в зависимости от F и h . Однако оценить количественно этот объём достаточно сложно. Но вместе с тем, как показали наши исследования, существует однозначная связь деформируемого объёма с объёмом отпечатка. Поэтому объём отпечатка может быть выбран в качестве размерного параметра при индентировании. Объём отпечатка V , полученного вдавливанием пирамиды, зависит только от глубины h или диагонали d отпечатка ($V = 8,167h^3 = 0,0238d^3$). Поэтому h и d также могут служить размерными параметрами для разграничения размерных уровней индентирования пирамидой.

В таблице 2 приведена предлагаемая нами классификация размерных уровней индентирования материалов пирамидой. В этой таблице дополнительно введён мезоуровень, который является переходным от макро- к микроуровню индентирования и часто встречается при определении HV тонких поверхностных слоёв материала.

Таблица 2 – Предлагаемая классификация размерных уровней индентирования материалов пирамидой

Глубина отпечатка h , мкм	Диагональ отпечатка d , мкм	Объём отпечатка V , мкм ³	Масштабный уровень индентирования
$0,001 < h \leq 0,2$	$0,007 < d < 1,4$	$2,80 \cdot 10^{-6} < V \leq 6,53 \cdot 10^{-2}$	Нано
$0,2 < h \leq 2,0$	$1,4 < d < 14$	$6,53 \cdot 10^{-2} < V \leq 6,53 \cdot 10^1$	Микро
$2,0 < h \leq 10$	$14 < d \leq 70$	$6,53 \cdot 10^1 < V \leq 8,17 \cdot 10^3$	Мезо
$h > 10$	$d > 70$	$V > 8,17 \cdot 10^3$	Макро

Размерный эффект резко проявляется и при царапании материалов остроконечным индентором. Это можно показать при определении твёрдости царапаньем алмазной четырёхгранной пирамидой HGV для одного и того же материала при разном заглублении индентора. На рис. 2 представлены зависимости твёрдости HGV от глубины царапанья h для двух марок сталей, испытанных на автоматизированном приборе-склерометре МЭИ-С5А [5] с регистрацией диаграмм царапанья. Твёрдость HGV определялась как отношение максимального усилия царапанья $P_{ц}^{\max}$ к боковой контактной поверхности пирамиды $F_{бок}$:

$$HGV = \frac{P_{ц}^{\max}}{F_{бок}}, \quad (3)$$

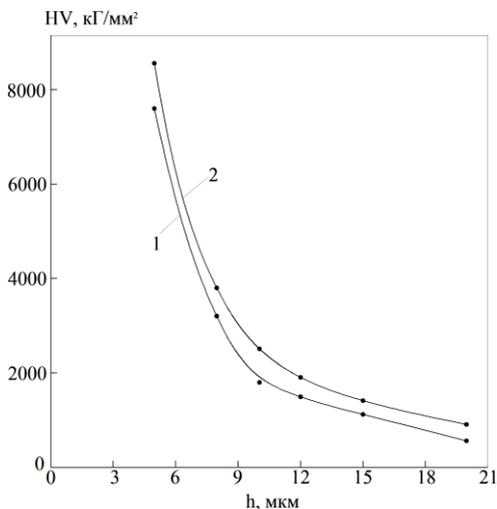


Рис. 2. Изменение твёрдости при царапании HGV в зависимости от глубины царапины: 1 – сталь 40; 2 – 30ХГСА

Как следует из рис. 2, резкое увеличение твёрдости происходит при переходе от макро- к мезоцарапанью, если размерные уровни оценивать по глубине царапанья h (см. таблицу 2).

Из изложенного выше следует важный практический вывод, обусловленный влиянием размерного эффекта при индентировании материалов вдавливанием и царапаньем. Этот вывод заключается в том, что для обоснованного определения и сравнения твёрдости различных материалов или твёрдости одного и того же материала после различных способов обработки следует выполнять индентирование на одном размерном уровне. А для этого при индентировании пирамидой твёрдость необходимо определять при одинаковой глубине внедрения индентора.

Литература

1. Atkinson M. Phenomenology of the size effect in hardness tests with a blunt pyramidal indenter // Journal of materials Science, 1998. - Vol. 33 (11), pp. 2937-2947.
2. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // Mater. Res. Soc. 2004. – Vol. 19, № 1. – pp. 3-20.
3. Федосов С.А., Пешек Л. Определение механических свойств материалов микроиндентированием. М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2004. – 98 с.
4. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. – 312 с.
5. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М.: Издательский дом МЭИ, 2006. – 214 с.

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ РАБОТЫ МЕТАЛЛА ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗКАХ

ОДЕССКИЙ П.Д.¹, ШАБАЛОВ И.П.², ЛИХАЧЕВ М.В.³, АРСЕНКИН А.М.⁴, ШУВАЛОВ А.Н.⁵
*Россия, ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко¹, ООО «Трубные Инновационные Технологии»²,
ООО «Газпромкомплектация»³, ИМЕТ РАН⁴, ФГБОУ ВПО «МГСУ»⁵,
odesskiy@tsniisk.ru*

И.А. Одинг был одним из первых, если не первым, крупным ученым, разработавшим методологию назначения новых сталей в машины, механизмы, конструкции в том числе, если традиционные материалы переставали удовлетворять растущим требованиям. Такая методология заключается в выборе нового химического состава, рациональной микроструктуры, подбора соответствующей технологии изготовления, обеспечивающей новые высокие эксплуатационные свойства, методов испытаний, результаты которых коррелируются с этими свойствами и достаточно чувствительны к изменению микроструктуры.

В настоящее время в нашей стране налажено массовое производство труб большого диаметра, вплоть до 1420 мм, для протяжённых газопроводов из сталей высокой прочности ($\sigma_t \geq 400$ Н/мм²). Такие трубы с толщиной стенки вплоть до 50 мм в последнее время применяются при изготовлении уникальных строительных сооружений (стадионы, аэропорты, торговые центры и т.п.). В связи с освоением новых материалов возникли, в частности, вопросы об особенностях их поведения при переменных нагрузках в упругопластической области, а также о трещиностойкости.

Материалом исследования служили трубы класса прочности К65 диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм, 33,4 мм и труба класса прочности К60 с толщиной

стенки 21,6 мм. Исследуемые стали можно классифицировать как 07Г2МФБ (08Г2ФБ для варианта К60) при содержании Ni 0,2-0,3%, Cu – до 0,25%, и различным содержанием ванадия и ниобия. Стали обладают низким содержанием углерода, высокой чистотой по вредным примесям ($S \leq 0,007\%$; $P \leq 0,015\%$) и газам.

Методом фотосъемки, оптической, сканирующей электронной и просвечивающей электронной микроскопии была исследована макро- и микроструктура, а также структура бывшего аустенита. Определение механических характеристик сталей при циклическом упругопластическом деформировании проводилось на цилиндрических образцах $\varnothing 12 \times 60$ мм при растяжении-сжатии по «мягкому» циклу (при постоянном размахе напряжений) при коэффициенте асимметрии цикла $r = -1$ (для варианта В $r = -0,78$). Относительная деформация ε регистрировалась с помощью электромеханического деформометра фирмы Instron. Оценка параметров циклической трещиностойкости исследуемых материалов проводилась по схеме трёхточечного изгиба на полнотолщинных образцах типа 1 по ГОСТ 25506. Для изучения кинетики роста усталостных трещин в исследуемых сечениях образцов, перпендикулярно фронту развития трещин наносились риски с шагом $\sim 1,0$ мм. Приращение трещины в процессе ее подрастания при циклическом нагружении регистрировалось визуально по рискам с помощью микроскопа МПБ-2. Испытание образцов при постоянных уровнях циклической нагрузки F_{max} и F_{min} с коэффициентом асимметрии цикла $r = 0,2$ выполнялось на машине Instron 8802 с частотой нагружения 5 Гц.

Было показано, что современные стали для труб большого диаметра высокой прочности обладают высоким сопротивлением переменным нагрузкам, что обусловлено высокодисперсной структурой стали, неоднородной по сечению. Стали обладают высокой циклической вязкостью, трещиностойкостью и шириной петли механического гистерезиса, что делает их эффективным материалом при строительстве и прокладке трубопроводов в районах с высокой сейсмической активностью. Этот факт во многом объясняется неоднородностью по толщине проката, высокой дисперсностью структуры и чистотой металла по вредным примесям. Металл труб класса прочности К65 при циклических воздействиях обладает очень высокой трещиностойкостью, более высокой, чем стали класса прочности К60 и тем более высокой по сравнению с малоуглеродистыми, низколегированными, в том числе термически улучшенными строительными сталями, что также связано с высокой дисперсностью структуры рассматриваемых сталей. Рассматриваемые стали обладают циклической стабильностью, что указывает на доминирование механизмов субзернограничного упрочнения и незначительность влияния структур с высокой плотностью дислокаций.

ОСОБЕННОСТИ ХАРАКТЕРИСТИК МЦУ И МнЦУ ДЕФОРМИРУЕМЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДИСКОВ ГТУ ПРИ НАЛИЧИИ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

ПЕТУХОВ А.Н.

*ГНТЦ ФГУП «Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И.
Баранова», Москва, Россия*

Приведен анализ результатов экспериментальных исследований на малоцикловую усталость - МЦУ при частотах нагружения $f \leq 10$ гц и многоцикловую усталость МнЦУ при частоте нагружения от 10 до 200 гц деформируемых и гранулированные

никелевых сплавов (применяемых для дисков турбин ГТУ) в диапазоне температур от 20 до 800°C (при наличии концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 1,0 \dots 3,35$) и асимметрии цикла нагружений от $R = -1$ до $R \geq 0$.

Показано, что режимы термообработки (снижение температуры старения, увеличение длительности термообработки) существенно влияют на кратковременные характеристики прочности сплава.

Для долговечностей $N = 5 \cdot 10^4 \dots 2 \cdot 10^7$ при $T_{исп} = 650^\circ$ принципиальной разницы в кривых МнЦУ для гладких образцов в условиях асимметрий цикла нагружения $R = 0$ и $R = -1$ и МЦУ при $R = -1$ не наблюдается.

Ключевые слова: малоцикловая усталость МЦУ, многоцикловая усталость МнЦУ, деформируемые сплавы, гранулированные сплавы, концентрация напряжений, асимметрия цикла нагружения; предел выносливости МнЦУ; предельная амплитуда напряжений МЦУ для заданной долговечности σ_N .

Введение

Диски турбин ГТУ относятся к основным деталям, разрушение которых сопровождается образованием фрагментов, удержание которых корпусом двигателя не гарантируется.

При расчётах на прочность часто используют характеристики свойств, применяемых материалов, получаемые при испытаниях стандартных образцов, изготовленных из прутков, а не из заготовок деталей.

В статье приводятся результаты испытаний сплавов при разных видах нагружения, характерных для дисков турбин (статическое и циклическое растяжение, изгиб от статических и вибрационных нагрузок), при разных степенях асимметрии цикла нагружения ($R \geq 0$ и $R = -1$) и долговечностях: для МЦУ до $N = 10^5$ циклов, а для МнЦУ не менее $N = 5 \cdot 10^7$ циклов в широком диапазоне температур 20- 800°C при наличии концентраторов напряжений от $\alpha_\sigma = 1,0$ до $\alpha_\sigma = 3,35$.

Механические характеристики жаропрочных никелевых сплавов, применяемых для дисков турбин большого ресурса ГТД и ГТУ

В авиационных ГТД и стационарных ГТУ широкое применение получили жаропрочные никелевые сплавы, обеспечивающие высокие эксплуатационные параметры, заданный ресурс, конкурентоспособность и надёжность на международном рынке, благодаря совместной работе металлургов, технологов, конструкторов-расчётчиков, эксплуатантов, а также внедрению в эксплуатацию современных методов диагностики и прогнозирования технического состояния узлов и деталей.

В последние десятилетия наряду с традиционными методами получения заготовок для ответственных деталей, где раньше преобладали методы термопластической деформации заготовок и последующие механические обработки, широкое распространение получила гранульная металлургия, позволяющая снизить трудоёмкость получения заготовок, увеличить коэффициент использования материалов и в большей мере управлять процессом формообразования и реализации в деталях заданных эксплуатационных свойств. В качестве примера рассмотрим некоторые свойства порошкового сплава ЭП741НП, который широко применяется для дисков ГТУ, эксплуатирующихся при температуре выше 750°C.

В табл.1 приведены данные о механических характеристиках жаропрочного порошкового сплавов ЭП741НП (ХН60КМВТЮБ), применяемого для высоконагруженных ГТУ большого ресурса.

Механические свойства жаропрочного порошкового сплава ХН60КМВТЮБ определены при температурах $T_{исп}=20$ и 750°C . Стандартные образцы вырезались из заготовки для диска турбины.

Таблица 1.

Механические характеристики прочности сплавов типа ЭП741П (ХН60КМВТЮБ) при температурах $T_{исп}=20$ и 750°C (из заготовки диска $\varnothing 480$ мм)

$T_{исп}$	σ_B , МПа	$\sigma_{тц}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	HV , \varnothing мм	a_n , дж/см ²
20	1350...1400	690...710	820...850	25...33	29...34	3.2...3.4	-
750	1000...1030	610...640	750...780	30...38	33...40	-	7.5

Механические характеристики прочности (σ_B , $\sigma_{тц}$, $\sigma_{0,2}$, δ_5 , Ψ) образцов, вырезанных из заготовки диска из сплава ХН60КМВТЮБ, прошедшей длительное старение оказались выше (см. табл.2).

Показано, что режимы термообработки (снижение температуры старения, увеличение длительности термообработки и др.) существенно влияют на кратковременные характеристики прочности сплава.

При температуре старения $T=870^{\circ}\text{C}$ в течение 32 ч у сплава незначительно изменяются σ_B , HV и a_n , несколько снижаются δ_5 и Ψ , но растут значения $\sigma_{тц}$ и $\sigma_{0,2}$.

Таблица 2.

Механические характеристики прочности сплава ЭП741П (ХН60КМВТЮБ) при температурах $T_{исп}=20$ и 650°C в зависимости от режимов термообработки, полученные на образцах, вырезанных из шайбы $\varnothing 480$ мм

Термо-обработка	$T_{исп}$, $^{\circ}\text{C}$	σ_B , МПа	$\sigma_{тц}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	HV , \varnothing мм	a_n , дж/см ²
Старение $T=910^{\circ}\text{C}$, 2 ч	20	1250-1350	680-620	820-850	20-25	20-25	3.2- 3.45	4-7
	650	1000-1030	600-620	750-780	18-20	18-22	-	6
Старение $T=870^{\circ}\text{C}$, 32 ч	20	1250-1350	850-1020	950-1000	15-22	18-20	3.2-3.4	4-6
	650	1100-1150	-	900-950	20	20	-	-

Чувствительность к концентрации напряжений

В табл.3 приведены сведения о чувствительности к концентрации напряжений сплавов ХН73МБТЮ и ХН60КМВТЮБ при симметричном изгибе с вращением (МнЦУ) в диапазоне температур $T_{исп}=20...650^{\circ}\text{C}$.

Из данных, приведенных в табл.3, следует, что с повышением температуры испытаний снижается величина предела выносливости σ_{-1} , но при этом уменьшается и q_{σ} - чувствительность к концентрации напряжений у сплава ХН73МБТЮ.

Сравнивая данные, представленные в табл. 2 и табл.3, можно отметить, что при $T_{исп}= 600^{\circ}\text{C}$ сплавы ХН73МБТЮ и ХН60КМВТЮ, а при $T_{исп}= 650^{\circ}\text{C}$ сплав ХН60КМВТЮ по чувствительности к концентрации напряжений близки. Основными видами нагрузок, действующих на диски турбин, являются статические напряжения, запасы прочности для которых лимитируются характеристиками длительной

прочности материала $\sigma_{T_i}^T$ и ползучести $\sigma_{T_\epsilon}^T$. Циклически изменяющиеся σ_{max} радиальные и тангенциальные напряжения от центробежных сил, на величину которых оказывают влияние также наличие концентраторов напряжений α_σ , а результирующей оказывается характеристика малоциклового усталости (МЦУ) и уровень фоновых или резонансных переменных напряжений σ_v , прочность по которым определяется с учётом уровня перечисленных допустимых статических и квазистатических напряжений многоцикловая усталость (МнЦУ).

Таблица 3

Данные о чувствительности к концентрации напряжений сплавов ХН73МБТЮ и ХН60КМВТЮ для МнЦУ при симметричном изгиб с вращением: $f=200$ Гц, $N_b = 5 \cdot 10^7$ циклов в диапазоне температур $T_{исп}=20...650^\circ\text{C}$

Сплав	$T_{исп}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{-1}, \text{МПа}$	α_σ	K_σ	q_σ
ХН73МБТЮ	20	410	1.0	1.0	—
			1.5	1.64	> 1,0
			3.0	2.48	0.74
	400	315	1.0	1.0	—
			1.5	1.28	0.57
			3.0	1.70	0.35
	600	360	1.0	1.0	—
			1.5	1.44	0.88
			3.0	1.89	0.45
ХН60КМВТЮ	20	470	1	1	—
	550	445	1	1	—
	650	500	1	1	—
			3	2.08	0.54

Влияние асимметрии цикла на МЦУ и МнЦУ

Гладкие образцы и образцы с надрезом, изготовленные из заготовки диска (сплав ХН60КМВТЮ), были испытаны на МЦУ и МнЦУ на установке типа УРС 10-30000 были при отнулевом (мягком) цикле нагружения при $R=0$ и $R \geq 0$ и температурах 20°C , 650°C , 750°C и 800°C .

Результаты испытаний при 650°C гладких образцов из сплава ХН60КМВТЮ на МЦУ при отнулевом ($R=0$) цикле нагружения показали, что при максимальных напряжениях $\sigma_{max}=960$ МПа в цикле нагружения долговечность образцов составила $N = 5 \cdot 10^3$ циклов, а при снижении напряжений предельной амплитуды σ_N менее чем на 5% до $\sigma_N = 940$ МПа, долговечность возросла до $N = 10^4$ циклов, т.е. вдвое.

Из результатов испытаний, представленных на рис. 1, следует, что при $T_{исп}=600^\circ\text{C}$ и умеренной концентрации напряжений $\alpha_\sigma=1.9$, чувствительность к концентрации напряжений у сплава проявляется лишь при долговечности $N > 10^3$ циклов, приводя к снижению параметр σ_N для $N=10^3$ циклов примерно на 10%, а для $N=10^4$ снижение составило 20%.

При $T_{исп}=750^\circ$ и 800°C чувствительность к концентрации напряжений у сплава при наличии $\alpha_\sigma=1.9$ значения σ_N оказались одинаковыми.

Аналогичное явление у сплава наблюдалось при температурах 600⁰ ... 750⁰С и наличии концентратора напряжений, равного $\alpha_\sigma=3,35$.

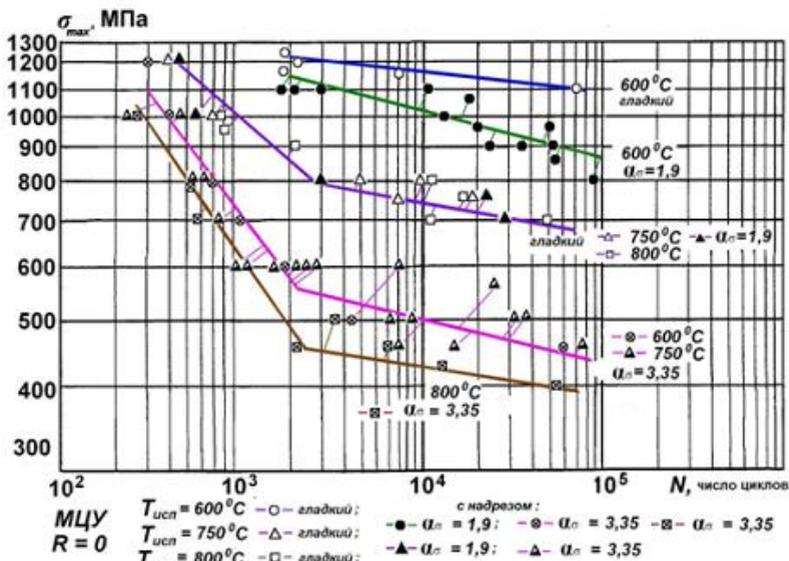


Рис. 1. Кривые МЦУ сплава ХН60КМВТЮ, полученные при $R = 0$ для образцов гладких и с надрезом

На установке типа УРС 10-30000, позволяющей проводить испытания на растяжение - сжатие при заданной асимметрии цикла в широком диапазоне частот нагружения, были получены кривые МЦУ и МнЦУ при $R = 0$ и $R = -1$ для сплава ЭП741П на образцах гладких и образцах с надрезом (см. рис.2).

Полученные данные свидетельствуют о том, что у кривых МЦУ для долговечностей от $N = 10^3$ до $N = 3 \cdot 10^4$ значения предельных амплитуд σ_N при отнулевом цикле $R = 0$ примерно на 40% выше, чем для симметричного цикла $R = -1$.

Для долговечностей от $N = 5 \cdot 10^4$ до $2 \cdot 10^7$ при $T_{исп} = 650^\circ$ принципиальной разницы у кривых МнЦУ для гладких образцов в условиях асимметрий цикла нагружения $R = 0$ и $R = -1$ и МЦУ для $R = -1$ не наблюдается.

Из анализа результатов испытаний на МЦУ и МнЦУ, представленных на рис.2 следует, что в условиях симметричного цикла $R = -1$ при $T_{исп} = 650^\circ\text{C}$ вид кривых для гладких образцов ($\alpha_\sigma = 1.0$) не изменяется, хотя в тех же условиях значения пределов выносливости для МнЦУ при наличии концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 3.35$ для долговечностей $10^5 \dots 10^8$ циклов пределы выносливости снижаются примерно в 3 раза, а значения предельных амплитуд:

- для 650⁰С для долговечности $N = 5 \cdot 10^3$ циклов составила $\sigma_N = 920$ МПа;
- для долговечности $N = 10^4$ ц предельная амплитуда составила $\sigma_N = 840$ МПа, т.е. снизилась менее чем на 10%;
- для 750⁰С для долговечности $N = 5 \cdot 10^3$ циклов предельная амплитуда составила $\sigma_N = 800$ МПа.

Для долговечности $N=10^4$ циклов предельная амплитуда снизилась менее чем на 9%, составив $\sigma_N=730$ МПа. При повышении коэффициента концентрации напряжений до $\alpha_\sigma=3.35$ в диапазоне температур испытаний $T_{исп}=600\dots 800^\circ\text{C}$ на долговечности $N=2\cdot 10^3$ циклов проявляется точка перелома кривой МЦУ.

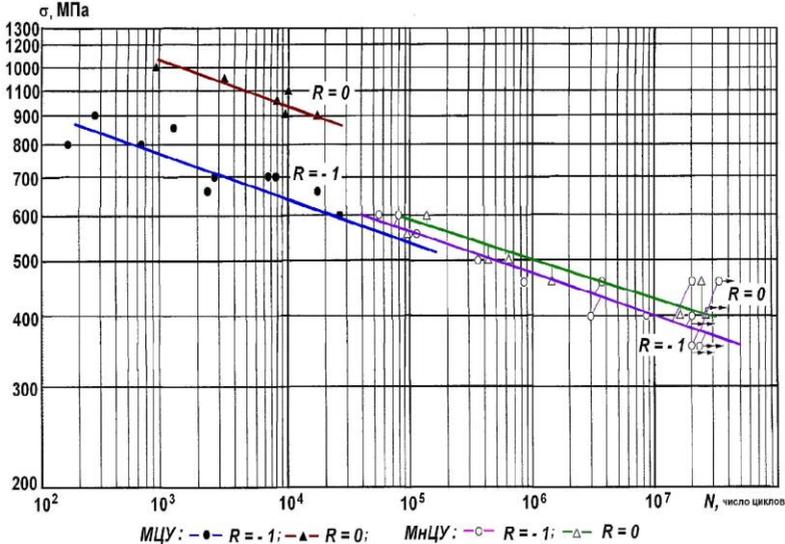
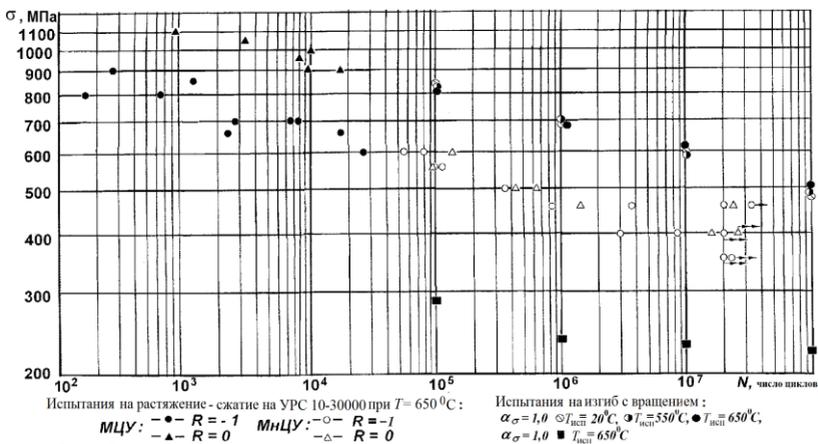


Рис. 2. Кривые МЦУ и MnЦУ для гладких образцов из сплава ЭП741 для $R=0$ и $R=-1$ при $T_{исп}=650^\circ\text{C}$

Можно отметить, что наиболее резкое снижение, примерно на 40%, величины предельной амплитуды σ_N наблюдается с повышением температуры испытаний от 20 до 650°C , а при росте $T_{исп}$ от 650 до 750°C снижение σ_N составляет 10...15%.



Испытания на растяжение - сжатие на УРС 10-30000 при $T=650^\circ\text{C}$:
 МЦУ: \bullet - $R=-1$ MnЦУ: \circ - $R=-1$
 \blacktriangle - $R=0$ \triangle - $R=0$
 Испытания на изгиб с вращением:
 $\alpha_\sigma=1,0$ \circ $T_{исп}=20^\circ\text{C}$, \circ $T_{исп}=550^\circ\text{C}$, \bullet $T_{исп}=650^\circ\text{C}$,
 $\alpha_\sigma=1,0$ \blacksquare $T_{исп}=650^\circ\text{C}$

Рис.3. Результаты испытаний образцов вырезанных из заготовок дисков на МЦУ и MnЦУ

На рис.3 представлены результаты этих испытаний в виде кривых МЦУ и МнЦУ. Можно отметить, что до $T_{исп} = 600^{\circ}\text{C}$ кривые малоциклового усталости в диапазоне долговечностей $N=10^3 \dots 10^5$ не имеют точки перелома, но, начиная с $T_{исп} = 750^{\circ}\text{C}$, в промежутке долговечностей $N=10^3 \dots 5 \cdot 10^3$ циклов у кривой МЦУ точка перелома появляется.

Таблица 5

Результаты испытаний на МЦУ образцов (гладких и с надрезом) из сплава ХН60КМВТЮ при температурах $T_{исп} = 600 \dots 800^{\circ}\text{C}$ для степени асимметрии цикла нагружения $R=0$

Тип образца	$T_{исп}, ^{\circ}\text{C}$	Значения σ_N для чисел циклов $N=10^3 \dots 5 \cdot 10^4$				
		10^3	$2 \cdot 10^3$	$5 \cdot 10^3$	10^4	$5 \cdot 10^4$
гладкий	20	-	-	1300	1200	-
гладкий	600	1240	1220	1180	1170	1120
$\alpha_{\sigma} = 1.9$		1220	1150	1090	1020	910
$\alpha_{\sigma} = 3.35$		750	580	525	500	450
гладкий	650	-	-	920	830	-
$\alpha_{\sigma} = 3.35$		-	-	480	430	-
гладкий	750	1000	850	800-775	740-720	680
$\alpha_{\sigma} = 1.9$		1000	850	775	740	680
$\alpha_{\sigma} = 3.35$		750	580	530	500	450
гладкий	800	1000	850	780	740	680
$\alpha_{\sigma} = 3.35$		640	490	440	430	400

Можно отметить, что предельные амплитуды σ_N для $T_{исп} = 20$ и 600°C при $R=0$ и $\alpha_{\sigma} = 1.0$ отличаются для $N = 10^4$ циклов менее, чем на 10%.

Различие предельных амплитуд σ_N для долговечности $N = 10^4$ между $\alpha_{\sigma} = 1.0$ (гладкий образец) и $\alpha_{\sigma} = 1.9$ (с концентратором напряжений) составляет менее 15%.

В табл. 5 приведены α_{σ} данные об результатах испытаний на МЦУ образцов при $T_{исп} = 20, 600, 650, 750$ и 800°C (гладких $\alpha_{\sigma} = 1,0$; $\alpha_{\sigma} = 1,9$ и $\alpha_{\sigma} = 3,35$) из более жаропрочного сплава ХН60КМВТЮ для цикла нагружения $R=0$, типичного для дисков.

Из анализа результатов испытаний образцов гладких и с концентраторами напряжений (табл. 5) на МЦУ при отнулевом ($R=0$) цикле нагружения при температурах $T_{исп} = 20 \dots 750^{\circ}\text{C}$ следует, что при $T_{исп} = 650^{\circ}\text{C}$ и 750°C с увеличением долговечности испытаний N от $5 \cdot 10^3$ до 10^4 циклов величины предельных амплитуд σ_N снижаются менее, чем на 10%.

При 20°C для долговечности $N = 5 \cdot 10^3$ ц значение $\sigma_N = 1300$ МПа, а для долговечности $N = 10^4$ ц предельная амплитуда составила $\sigma_N = 1200$ МПа, т.е. снизилась менее чем на 10%;

Таким образом, для МЦУ во всём исследованном интервале температур проявляется резко снижение значений предельных амплитуд σ_N с ростом числа циклов нагружения $N > 10^4$ ц, при $T_{исп} \geq 750^{\circ}\text{C}$ и ростом коэффициента концентрации напряжений $\alpha_{\sigma} > 1.9$.

Литература

1. Балашов Б.Ф. Усталостная прочность жаропрочных сплавов в связи с концентрацией напряжений, асимметрией цикла нагружения и поверхностным

наклёпом [Текст] / Б.Ф. Балашов, А.Н. Петухов // Проблемы прочности, 1967г., №4, с.82-86

2. Балашов Б.Ф. Усталостная прочность дисков газовых турбин [Текст] / Б.Ф. Балашов, А.Н. Петухов // Прочность элементов роторов турбомашин. Труды 2-го Республиканского семинара. г.Киев, «Наукова думка», 1980, с.198-205

3. Балашова Б.Ф. Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двигателей [Моногр.] Б.Ф. Балашова, И.А. Биргера, Р.А. Дульнев, Т.П. Захарова, Л.А. Козлов, А.Н. Петухов, Р.Н. Сизова // М.: Машиностроение, 1981, 222с.

4. Петухов А.Н. Сопrotивление усталости деталей ГТД [Моногр.] А.Н. Петухов// М. Машиностроение. 1993, 240 с.

5. Петухов А.Н., Актуальные проблемы конструкционной прочности, решаемые при создании современных ГТД и ЭУ [Текст]: /А.Н. Петухов. Вопросы авиационной науки и техники. Серия: Авиационное двигателестроение.// ЦИАМ. 2003. Вып.1(1323) с.5-30

6. Петухов А.Н. Современные принципы проектирования дисков ГТД большого ресурса и методы обеспечения их прочности и надёжности [Текст] /А.Н. Петухов Учебное пособие// М: ИЦ МАТИ-РГТУ им. К.Э. Циолковского, М. 2003,50 с.

7. Петухов А.Н. Некоторые тенденции развития конструкций роторов ГТД, новых технологий и вопросы конструкционной прочности [Текст]: /А.Н. Петухов Вісник двигунобудування. Вестник двигателестроения.Herald of aeroenginebuilding №3/2003// г. Запорожье, «Мотор Сич », с. 130-134

8. Захарова Т.П., Кутырёв В.В. Закономерности малоциклового усталости дисков авиационных двигателей[Текст]: / Т.П. Захарова, В.В. Кутырёв Конверсия в машиностроении.2005. №3 С. 58–60

9. Петухов А.Н. Требования к конструкционной прочности материалов и технологическим процессам, обеспечивающим в эксплуатации ГТД и ЭУ высокие надёжность и ресурс/ А.Н. Петухов. Конверсия в машиностроении. Conversion in machine building of Russia // 2006, №4 (77), с. 63-65

10. Кутырёв В.В. Разрушение дисков турбомашин и обоснование допускаемых запасов прочности [Текст]: /В.В. Кутырёв. Конверсия в машиностроении. Conversion in machine building of Russia // 2006, №4 (79), №6.с.14-16

11. Петухов А.Н. Актуальные вопросы многоциклового усталости конструкционных материалов для прогнозирования ресурса деталей ГТД [Текст]: / А.Н. Петухов // Современные проблемы ресурса материалов и конструкций. Труды III школы-семинара. М.: МАМИ.2009.С.105-118

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ДВУХФАЗНОЙ СТАЛИ

ТЕРЕНТЬЕВ В.Ф.¹, ЯЩУК С.В.², ПРОСВИРНИН Д.В.¹

¹ИИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Москва. E-mail: fatig@mail.ru. ²ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва

Высокопрочные двухфазные стали (Dual Phase steels – DP – стали) в настоящее время начинают широко использоваться при производстве легковых автомобилей [1 - 3]. Исследовали механические свойства при статическом растяжении и циклическом деформировании образцов из тонколистового проката двухфазных сталей (феррит – мартенсит) DP 600 и DP 900.

Механические свойства при статическом растяжении и в условиях циклического деформирования определяли на одних и тех же плоских образцах с рабочей частью 7

х 20 мм. Испытания на статическое растяжение проводились на механической машине Инстрон 3380, а испытания на усталость на сервогидравлической машине Инстрон 8801 с частотой 30 Гц в условиях повторного растяжения при асимметрии цикла $R = 0,1$. Химический состав и механические свойства исследованных сталей представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 - Химический состав двухфазных сталей DP 600 и DP 900

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	N
DP600	0,08	0,3	1,6	0,01	0,006	0,5	0,03	0,05	0,1	0,05	0,007
DP900	0,11	0,4	1,5	0,02	0,02	0,02	0,03	0,02	--	0,4	н.д.

Таблица 2 - Механические свойства двухфазных сталей DP 600 и DP 900

Марка стали	Толщина, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	σ_R , МПа	σ_R/σ_B
DP 600	1,0	450	640	0,7	31,0	480	0,75
DP 900	1,0	500	867	0,58	25	475	0,54

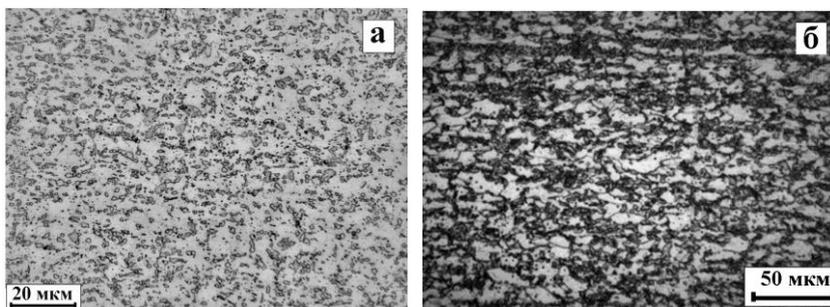


Рис. 1. Структура двухфазных сталей: а - DP 600; б - DP 900.

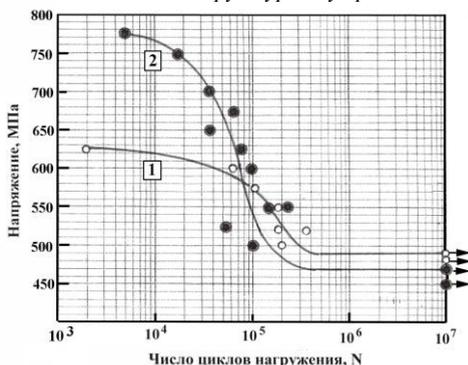


Рис. 2. Кривые усталости двухфазных сталей: а - DP 600; б - DP 900.

более высокого уровня предела прочности у стали DP 900 долговечность в области малоциклового усталости ($N < 10^5$ циклов) у этой стали значительно выше. На рис. 3

Из рисунка 2 видно, что, несмотря на большое различие в уровне предела прочности, пределы выносливости сталей DP 600 и DP 900 практически одинаковы (480 и 475 МПа соответственно). По - видимому, это связано с близкими значениями условного предела текучести (450 и 500 МПа соответственно) и, таким образом, у этих сталей уровень предела выносливости связан коррелирует с пределом текучести. Однако, за счет

представлена фрактографическая картина распространения усталостной трещины на стадии ее стабильного роста в исследованных сталях. У стали DP 600 рельеф более развит за счет более высоко пластичности.

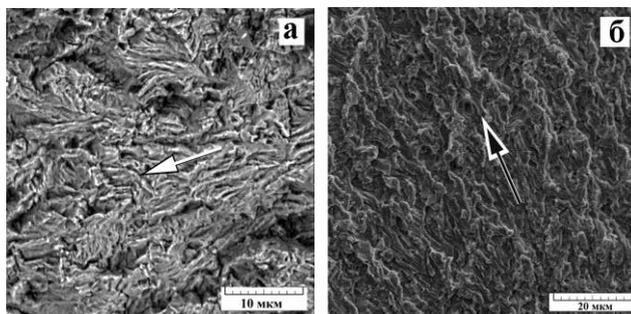


Рис. 3. поверхность усталостного разрушения на стадии стабильного роста усталостной трещины: а - DP 600; б - DP 900.

Литература

1. *Kwon O., Lee K., Kim G. et. al.* New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application // Materials Science Forum Vols. 638 – 642 (2010), p. 136 – 141.
2. *Терентьев В.Ф., Яцук С.В., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В. и др.* Характеристики усталости автолистовых сталей // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 2, с. 42 – 47.
3. *Терентьев В.Ф., Петухов А.Н.* Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013, 515 с.

СЕКЦИОННЫЕ ДОКЛАДЫ



ОСОБЕННОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni_3Ge

АБЗАЕВ Ю.А., КЛОПOTOВ А.А., КЫПЧАКОВ А.А.

Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет,

e-mail: abzaev@tsuab.ru, klopotjvaa@tsuab.ru, kuper-kyrchakov@rambler.ru

Интерметаллические соединения (ИС) обладают уникальным комплексом физико-механических свойств. Так в ИС на основе Ni_3Al , Ni_3Ga , Ni_3Ge и др. по мере нагревания наблюдается увеличение предела текучести в несколько раз. Это явление в литературе получило название температурной аномалии механических свойств. Исследования этого явления являются перспективными с практической и фундаментальных точек зрения.

Целью данной работы на основе экспериментальных исследований провести анализ механизма взаимодействия краевых компонентов сверхдислокаций с точечными дефектами.

На основе анализа механических испытаний и исследования дислокационной структуры монокристаллов Ni_3Ge методом электронной микроскопии установлено, что температурная зависимость предела текучести проявляет сложные немонотонные температурные зависимости напряжений течения и предела текучести, которые отражают эволюцию дислокационных субструктур.

Установлено, что в монокристаллах Ni_3Ge деформация осуществляется сверхдислокациями, которые состоят из двух сверхчастичных дислокаций $a/2 \langle 110 \rangle$ (a — параметр решетки), соединенных антифазной границей (АФГ). Сверхчастичные дислокации расщеплены на частичные дислокации Шокли, связанные комплексным дефектом упаковки (КДУ), энергия которого значительна (рис.1). Действительно, полагая $\gamma_{КДУ} \cong \gamma_{АФГ} + \gamma_{ДУ}$, где $\gamma_{АФГ} \sim 180$ Дж/м² — энергия АФГ; $\gamma_{ДУ} \sim 100$ Дж/м² — энергия дефекта упаковки, получим $\gamma_{КДУ} \sim 280$ Дж/м². Следовательно, ширина сверхчастичной дислокации незначительна: $r \sim 2-4$ нм. Взаимодействие краевых сверхдислокаций с точечными дефектами в Ni_3Ge обладает некоторыми особенностями. Монокристаллы Ni_3Ge упорядочены по типу $L1_2$ сверхструктуры, в основе которой находится ГЦК-упаковка атомов, а между частичными дислокациями Шокли имеется сверхструктура на основе ГПУ-упаковки. Растворимости точечных дефектов в указанных сверхструктурах различны, вследствие чего формируется движущая сила потока точечных дефектов восходящей диффузии в направлении КДУ.

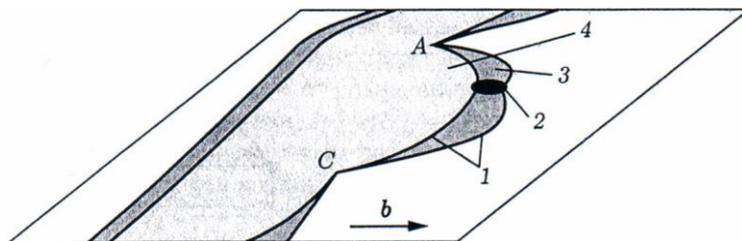


Рис. 1. Схема взаимодействия сверхчастичной дислокации AC с точечным дефектом в октаэдрической плоскости скольжения (111) : 1 – сверхэластичная дислокация, состоящая из двух частичных дислокаций Шокли; 2 – деформационный точечный дефект; 3 – комплексный дефект упаковки; 4 – антифазная граница; точки A , C – места закрепления сегмента сверхэластичной дислокации

Детальное исследование дислокационных субструктур при различной температуре испытания показало, что увеличение предела текучести с увеличением температуры ($T > 420$ К) обусловлено ростом дислокаций непрямолинейных конфигураций. Формирование непрямолинейных конфигураций сверхдислокаций обусловлено взаимодействием этих сегментов с точечными дефектами в октаэдрической плоскости скольжения. Об этом свидетельствует совокупность данных электронно-микроскопических исследований дислокационных субструктур при различной температуре испытания. Учет взаимодействия краевых компонентов с точечными дефектами без учета рекомбинации частичных дислокаций Шоуки позволяет описать значительное увеличение предела текучести с ростом температуры.

АМОРФНЫЙ АЛЮМИНИЙ И НЕКОТОРЫЕ ЕГО СПЛАВЫ

Алейникова К.Б., Зинченко Е.Н., Змейкин А.А.

Россия, Воронежский государственный университет, xenale@mail.ru

Атомное строение аморфных сплавов на основе алюминия составов $Al_{83}Ni_{10}La_7$, $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$, $Al_{87}Ni_{10}Nd_3$ и $Al_{85}Ni_{10}Nd_5$ изучали, анализируя экспериментальные функции радиального распределения атомов (ФРПА) с помощью фрагментарной модели. Образцы для исследования были синтезированы в ИМЕТ РАН быстрой закалкой из расплава. Кривые интенсивности получали на монохроматическом медном $K\alpha$ -излучении. Обработку кривых интенсивности проводили в соответствии с [1].

Учет тонкой структуры кривой интенсивности позволил получить экспериментальные ФРПА с областью упорядочения до 1 нм. Для анализа экспериментальных ФРПА в рамках фрагментарной модели были построены, в соответствии с [2], модельные ФРПА для всех известных кристаллических фаз систем Al-La, Al-Ni, Al-Nd. Сравнение модельных ФРПА с экспериментальными позволило установить следующее. Незначительное изменение состава сплавов не оказывает существенного влияния на вид экспериментальных ФРПА, особенно в области до 8 Å. В сплавах, содержащих неодим, найдены кристаллические зародыши соединений Al_3Ni и Al_3Nd . Небольшие отличия в экспериментальных ФРПА этих сплавов можно объяснить наличием оксидной фазы, предположительно состава $NiAl_{10}O_{16}$, две – три слабых дифракционных линии которой обнаружили в сплаве $Al_{85}Ni_{10}Nd_5$, закристаллизованном в высоком вакууме методом импульсного фотонного отжига (ИФО).

Экспериментальная кривая интенсивности, полученная от аморфного сплава $Al_{83}Ni_{10}La_7$, наряду с аморфным гало содержала 3 линии поликристаллической фазы, идентифицированной нами как $Al_{11}La_3$, которые отсутствовали в сплаве состава $Al_{83.5}Ni_{9.5}Si_{1.4}La_{5.6}$. Экспериментальные ФРПА обоих сплавов были практически одинаковыми. Анализируя их в рамках фрагментарной модели, получили, что в обоих сплавах присутствуют кристаллические зародыши соединений $Ni_{1.5}Al_{0.5}$ и Al_3La . В сплаве $Al_{83}Ni_{10}La_7$ величина кристаллических зародышей Al_3La не превышает 7 Å. В сплаве, содержащем кремний, их размер несколько больше. Интересно отметить, что в сплаве, содержащем неодим, идентифицируются кристаллические зародыши соединения Al_3Ni , а в сплавах с лантаном – $Ni_{1.5}Al_{0.5}$.

Модельная ФРПА, построенная в рамках фрагментарной модели, представляет собой ФРПА кристалла в нанодисперсном дифракционно-аморфном состоянии, в

котором отсутствуют «межзеренные» границы. Каждая кристаллическая фаза в нанодисперсном, дифракционно-аморфном состоянии имеет свою, только ей присущую модельную ФРРА в области значений межатомных расстояний до 1 нм (область упорядочения экспериментальной ФРРА). Модельная ФРРА также однозначно характеризует нанодисперсное дифракционно-аморфное вещество, как дебаграмма – вещество кристаллическое. Это позволяет проводить «фазовый» анализ дифракционно-аморфных материалов.

Проведя обратное Фурье-преобразование модельной ФРРА, можно построить модельную интерференционную функцию и модельную кривую нормированной когерентной интенсивности. Формально, модельную ФРРА можно рассчитывать до любых значений межатомных расстояний 2, 3, 4 нм и т.д., препятствием служит объем вычислений. Увеличивая диапазон межатомных расстояний, мы тем самым увеличиваем размеры кристаллических зародышей. Обратное Фурье-преобразование при этом позволяет наблюдать переход от дифракции аморфной к поликристаллической. Подобные расчеты были проведены нами для чистого алюминия. Кристаллические зародыши, в линейных размерах которых укладывались 3 элементарные ячейки (при параметре решетки алюминия $a = 4.0496 \text{ \AA}$ максимальное межатомное расстояние $\sim 12 \text{ \AA}$) показали идеально аморфную модельную интерференционную функцию и, соответственно кривую интенсивности. При размерах кристаллитов $\sim 30 \text{ \AA}$ (в линейных размерах кристаллитов укладывается 8 элементарных ячеек) кривая интенсивности превращается в дебаграмму. Следовательно, сильно размытую, но достаточно ясную поликристаллическую дифракцию от алюминия можно наблюдать при размерах кристаллитов $\sim 3 \text{ нм}$.

Авторы благодарят О.К. Белоусова за предоставленные для исследования образцы и Н.А. Палий за информационную поддержку.

[1] Алейникова К.Б., Змейкин А.А., Зинченко Е.Н., Иевлев В.М. // ФХС. 2012. Т. 38. № 1. С. 98.

[2] Алейникова К.Б., Зинченко Е.Н. // ЖСХ. 2009. Т. 50. Приложение. С. S100.

ОБ ИЗНАШИВАНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С ТОКОСЪЕМОМ

АЛЕУТДИНОВА М.И.^{1,2}, ФАДИН В.В.¹

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,

²Россия, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск

E-mail: aleut@ispms.ru

При нагружении материала трением происходит, в первую очередь, пластическая деформация поверхностного слоя (ПС). В этом случае деформационные дефекты не распространяются на большую глубину и деформация локализуется в поверхностном слое, который имеет фрагментированную структуру. Поверхностный слой, претерпевает структурные изменения, что наблюдается в виде слоя вторичных структур. Свойства вторичных структур определяют характеристики контакта и зависят от многих входных параметров трибосистемы (давление, скорость скольжения и т.п.). Скорость разрушения ПС при трении зависит от пластичности ВС. Часто предполагается, что состояние пятен контакта близко к плавлению. Тогда микрообъемы ПС могут деформироваться как вязкая жидкость. Известно, что если материал ПС при трении проявляет неустойчивость к сдвигу, то он может вязко

затекать между разориентированными фрагментами, сохранять сплошность ПС и увеличивать износостойкость. Можно ожидать, что этот эффект или подобный проявляется при появлении жидкой фазы на поверхности трения. Однако присутствие жидкости как сдвигоустойчивой фазы в зоне контакта может привести также к неограниченному пластическому течению, что приведёт к высокому износу. Представляет интерес изучить взаимосвязь существования жидкой структурной составляющей ПС и износостойкости металлического материала. Для этого целесообразно определить фазовый состав ВС и получить визуальное представление о поверхности трения и слое ВС. Жидкая фаза на поверхности материала иногда появляется под воздействием трения и электрического тока высокой плотности.

Цель настоящей работы – изучение влияния фазового состава вторичных структур и наличия жидкости на поверхности трения на износостойкость скользящего электроконтакта при высокой плотности тока.

Материалами для исследования служили композиты составов Cu+80%Fe, Cu+80%ШХ15, Cu+графит+70%Fe, Cu+графит+70%ШХ15, Cu+графит+70%Г13, Cu+графит+70%K(TiC). Фазовый состав определён на дифрактометре ДРОН-3. Триботехническое нагружение проведено в условиях скользящего электроконтакта с переменным током без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1. Схема нагружения - “вал-колодка”. Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения составлял 9 км.

Показано, что контакт композитов с более простым фазовым составом, таких как Cu+80%Fe, Cu+80%Fe имеет удовлетворительные электропроводность и износостойкость. Эти материалы формируют слой ВС толщиной 10-30 мкм. Отличительной особенностью поверхности трения этих материалов является наличие явных признаков образования жидкой фазы. Фазовый состав ВС этих композитов включает в себя оксид FeO, α -Fe, Cu и аморфную фазу.

Контакт материалов Cu+графит+70%ШХ15, Cu+графит+70%Г13, Cu+графит+70%K(TiC) реализуется с низкими электропроводностью и износостойкостью. Более сложный состав композитов обуславливает меньшую теплопроводность ВС для этих составов, что приводит к увеличению глубины Слоя ВС в этих материалах имеет толщину 30-50 мкм. В слое ВС композитов наблюдается медь, α -Fe или γ -Fe, но отсутствует оксид FeO. Во всех материалах присутствуют лишь слабые признаки жидкости на поверхности трения, что является одной из причин низких характеристик контакта. Другой причиной большого износа является присутствие факторов, усложняющих первичную структуру, т.е. наличие твёрдого раствора, многофазности, сверхструктуры и т.п.

Заключение. Композитные материалы под воздействием трения и электрического тока высокой плотности формируют структурно изменённые поверхностные слои. Глубина проникновения структурных изменений увеличивается при низкой теплопроводности и при увеличении содержания элементов и фаз в первичной структуре металла. Вместе с этим уменьшается износостойкость материала, что обусловлено низкой релаксацией напряжений в деформируемых микрообъёмах, прилегающих к пятнам контакта.

Работа выполнена по программе фундаментальных научных исследований Государственной академии наук 2013-2020 и при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-00076.

О СВОЙСТВАХ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ НАГРЕВОВ

Алимов В.И., Пушкина О.В.

Украина, ГВУЗ ДонНТУ, *alim41@mail.ru, ksanaol@mail.ru*

Управление процессами, которые происходят при нагреве предварительно холоднодеформированной стальной проволоки, может обеспечивать спектр свойств, которые предъявляются к изделиям из нее разного целевого назначения. В одних случаях необходимо сохранить свойства, приобретенные во время холодного волочения, в других – одновременно повысить упругость (текучесть) и пластичность, в третьих – разупрочнить и существенно повысить пластичность.

Такие свойства достигаются применением отжигов, которые со строго научной точки зрения, базирующейся на сущности фазово-структурных превращений и подразделяющихся на дорекристаллизационный упрочняющий (ДРОУ) и смягчающий (ДРОС), неполный рекристаллизационный (НРО), полный рекристаллизационный (ПРО) и текстурирующий (ТРО); в основе это классификационного распределения лежат фазово-структурные превращения, которые происходят при нагревах в предварительно холоднодеформированной стали и других сплавах. Упрочнение или смягчение при ДРОУ и ДРОС обусловлено степенью развития стадий возврата (отдыха и полигонизации) при нагреве предварительно холоднодеформированного сплава.

Упрочнение при ДРОУ наблюдается в случае, когда в сформированной предыдущей деформацией субструктуре дислокации жестко закрепляются примесными атомами (для нелегированных сталей это в основном атомы углерода и азота). С повышением температуры и продолжительности отжига происходит выход дислокаций из закрепленных позиций, повышается их подвижность с последующей аннигиляцией и заменой исходной субструктуры на новую, что и является характерным для ДРОС. То есть для упрочняющего ДРО характерна полностью сформированная деформацией субструктура, а для смягчающего – полностью восстановленная. Процессы формирования новой субструктуры происходят во времени, то есть можно подобрать такие параметры термообработки, когда степень формирования новой субструктуры стали составит 40–60 %. Такая структура в целом может положительно сказаться на комплексе прочностных и пластических свойств предварительно холоднодеформированной стали, а отжиг для получения подобного комплекса свойств может быть классифицирован как **неполный дорекристаллизационный** (НДРО).

Возможность использования разновидности неполного ДРО как самостоятельного вида термической обработки подтверждена нами на проволочной заготовке из стали с 0,61 % углерода, используемой для прочной вязальной проволоки, работающей в прессподборщиках. После получения по традиционной технологии проволоки из такой заготовки проводили НДРО при температуре 400–420°C с удельным временем выдержки 15 с/мм сечения, при этом пластические свойства проволоки (относительное удлинение) увеличилось в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, а прочностные свойства (временное сопротивление разрыву) снизилось незначительно – на 5–7 %. Такие результаты соответствуют требованиям ТУ-14-178-320-92 ($\sigma_b = 1270\text{--}1520$ Н/мм², δ_{100} не менее 5 %), предъявляемым для вязальной проволоки.

Скорость нагрева до температур неполного дорекристаллизационного отжига может также оказать значимое влияние. При нагревах холоднодеформированных

образцов проволоки со скоростями 30 и 140°С/с до температуры 420–440°С было установлено, что нагрев со скоростью 140°С/с приводит к увеличению ширины ферритных прослоек в сравнении со скоростью 30°С/с, что на первый взгляд является нелогичным. Однако следует учесть, что скорости нагрева отличаются почти в 5 раз и при этом для большей скорости температура нагрева достигается на протяжении всего лишь 4 с. Такой резкий градиент температуры, достигаемый в проволочных образцах небольшого сечения, может вызвать «тепловой удар», вследствие которого наиболее тонкие цементитные прослойки могут раствориться, вызвав локальное пересыщение углеродом прилегающих ферритных участков. В результате этого и наблюдается зафиксированное увеличение ферритных прослоек (0,13 мкм по сравнению с 0,09) во время быстрого нагрева, которое может вносить изменения в свойства стали после неполного дорекристаллизационного отжига.

Таким образом, обосновано введение разновидности неполного дорекристаллизационного отжига в существующую классификационную схему видов и разновидностей термообработки, поскольку его применение позволяет получить одновременно комплекс прочностных и пластических свойств, недостижимых другими разновидностями термообработки.

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ ПЕРЕДЕЛ РАЗРУШЕННОГО БЫСТРОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

АЛИМОВ В.И., ГЕОРГИАДУ М.В., БЕЛЕВЦОВ А.Б.

Украина, ГВУЗ «Донецкий национальный технический университет», geote@mail.ru

Современное металлургическое производство в последние годы все больше подвержено децентрализации, приобретает характер мелкосерийного и серийного типа, снижаются капиталовложения в новое оборудование и материалы. Значительная доля быстрорежущего инструмента выходит из строя по причине поломки или катастрофического износа, при этом возможно его восстановление, минуя цикл переплава, путем деформации, с использованием накопленных при эксплуатации дефектов структуры [1, 2]. Такое восстановление позволяет снизить температуру нагрева под дальнейшую закалку, например, для стали стали Р18 вплоть до 1100 – 1150 °С; теплостойкость обработанного таким способом инструмента представляет существенный интерес.

Целью работы как раз и является установление влияния понижения температур нагрева под закалку на теплостойкость быстрорежущего инструмента.

Материалом для исследований служил инструмент из стали Р18 в состоянии после поломки при эксплуатации в условиях машиностроительных заводов Донбасса разной направленности. Инструмент, технологически вышедший из строя, деформировали, проводили термическую обработку по схемам, описанным в работе [3]. Теплостойкость определяли по стандартной методике с выдержкой при 620 °С в течение 4 часов и контролем твердости. Для сравнения влияния восстановления с использованием дефектной структуры, полученной при эксплуатации, использовали образцы инструмента, не подвергнутые деформации.

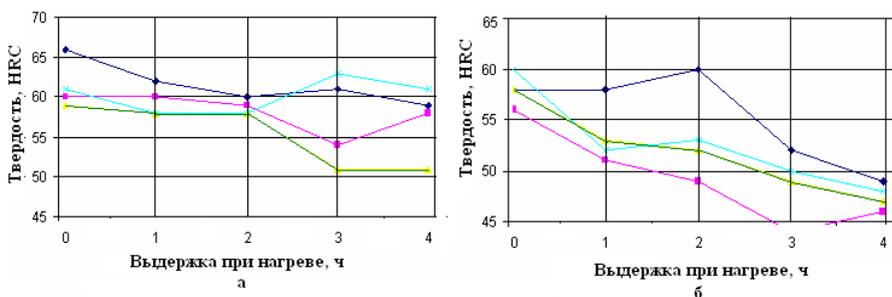


Рис. – Теплостойкость образцов инструмента из стали P18 в состоянии после восстановления: а) без предварительной деформации; б) с предварительной деформацией; температура нагрева под закалку, °С: —◆— 850; —●— 900; —▲— 1050; —✱— 1150.

Установлено, что твердость образцов инструмента, изготовленных без предварительной деформации резко снижается после 1 часа выдержки при нагреве; с предварительной деформацией – твердость сохраняется до 3-х часов выдержки.

Вывод: восстановление вышедшего из строя быстрорежущего инструмента, минуя цикл переплава, с закалкой от пониженных температур обеспечивает необходимый уровень твердости и теплостойкости.

1. Алімов В. І. Властивості швидкорізальної сталі після відновлення зношеного інструменту / В. І. Алімов, М. В.Гергіяду, Н. В. Жертовська // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2010 - № 3 (20). – С. 14 – 17.

2. Алимов В. И. Концептуальная оценка факторов размерного термического восстановления радиальных размеров стержневых осесимметричных изделий / В. И. Алимов, М. В. Георгиаду, А. Б. Белевцов // Вісник Донбаської національної академії будівництва і архітектури. – 2013 - № 4 (102). - С. 135 – 143.

3. Алимов В. И. Трансформация размерного состава карбидов при вторичном переделе быстрорежущего инструмента / В. И. Алимов, Ю. В. Лобкова, М. В. Георгиаду // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2011 - № 12 (177). – С. 308 – 315.

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА СИЛУМИНОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

АЛСАРАЕВА К.В.¹, КОНОВАЛОВ С.В.¹, ГРОМОВ В.Е.¹, ИВАНОВ Ю.Ф.^{2,3},
КОМИССАРОВА И.А.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, yufi55@mail.ru

³Научно-исследовательский Томский политехнический университет

Усталостное разрушение металлов и сплавов изучается мировым сообществом уже не одно столетие, накоплен громадный экспериментальный материал, в основном касающийся кривых усталости и установлению безопасного напряжения, длительного циклическое приложение которого не вызывает разрушения материала. Однако многие вопросы поведению материалов промышленного назначения при циклическом

нагружении остаются недостаточно изученными, т.к. на усталостное разрушение оказывает влияние комплекс факторов (фазовый состав и дефектная субструктура материала, состояние поверхностного слоя, среда и температура испытания, частота, периодичность и амплитуда действующей нагрузки и т.д.). Усталостные трещины, как правило, зарождаются преимущественно в приповерхностном слое металла. Предварительное упрочнение поверхностного слоя способно привести к повышению циклической прочности, долговечности, предела выносливости, многоциклового усталости и т.д.

Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка (ЭПО), для установления оптимальных режимов которой необходимо знание закономерностей и физических механизмов формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры поверхностных слоев при электронно-пучковом облучении.

В ходе исследований в работах [1, 2] был выявлен режим облучения высокоинтенсивным электронным пучком, позволяющий в $\sim 2,5$ раза увеличить усталостную долговечность стали Э76Ф. Исходя из этого, можно сделать предположение, что подобное влияние будет наблюдаться при обработке электронными пучками силуминов, которые обладают повышенной склонностью к хрупкому разрушению при длительном действии внутренних или внешних напряжений на твердый раствор сплава.

Целью исследований, проводимых нашей научной группой, является выявление на различных масштабных уровнях закономерностей и физической природы формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры силуминов, подвергнутых электронно-пучковой обработке и последующей многоциклового усталости до разрушения.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. При испытаниях определялось число циклов до полного разрушения образцов с размерами $8 \times 15 \times 145$ мм³ и концентратором напряжений в виде полукруглого выреза радиусом 10 мм.

Модификацию поверхностного слоя осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Режимы электронно-пучковой обработки: энергия электронов $eU = 15-20$ кэВ; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50, 150$ мкс; количество импульсов воздействия $N = 1, 3, 5$; частота следования импульсов $f = 0,3$ Гц; плотность энергии пучка электронов $E_s = 10 - 25$ Дж/см².

При проведении исследований установлено, что ЭПО в режиме при плотности энергии пучка электронов $E_s = 20$ Дж/см² приводит к увеличению усталостного ресурса в 2,15 раза. Методами просвечивающей и сканирующей дифракционной электронной микроскопии выполнен анализ структурно-фазовых состояний силуминов в исходном состоянии, после облучения и многоциклового усталости до разрушения и морфологии поверхности облучения и разрушения.

Литература

1. Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, В.А. Гришунин [и др.]. Структура поверхностного слоя и усталостная долговечность рельсовой стали, облученной высокоинтенсивным электронным пучком // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. - № 2. – С. 47 – 53.

2. В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, В.А. Гришунин [и др.]. Масштабные уровни структурно-фазовых состояний и усталостная долговечность рельсовой стали после электронно-пучковой обработки // *Успехи физики металлов*. 2013. – Т. 14. – № 1. – С. 67 – 80.

ПРОЧНОСТЬ КОНСОЛИДИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ

АЛЫМОВ М.И.^{1,2}, АВЕРИН С.И.²

¹*Россия, ИСМАН, alymov@imet.ac.ru*, ²*Россия, ИМЕТ РАН, qqz@mail.ru*

Лауреат Нобелевской премии Джордж Томсон в своей книге «Предвидимое будущее» [1], выделяя важность развития наук о материалах, отметил, что в техническом прогрессе участвуют три основных элемента: знание, энергия и материалы, а возможности той или иной культуры ограничены доступными ей материалами, прогресс техники обусловлен повышением качества материалов. В статье А. Гриффитса 1920 года [2] впервые предсказана возможность значительно увеличить прочность за счет уменьшения размера зерна: «Можно поднять точку предела текучести материала путем его «измельчения», пока не будет достигнута теоретическая прочность». Теоретической прочностью по определению обладает материал без дефектов, но даже незначительное увеличение содержания дефектов приводит к значительному падению прочности. И.А. Одинг построил кривую зависимости прочности от концентрации дефектов [3, 4]. Однако были сделаны попытки приблизиться к теоретической прочности за счет увеличения плотности дефектов (значительное уменьшение размера зерна, увеличение объемной доли границ зерен и тройных стыков зерен), например, за счет наноструктурирования. Прочностные свойства наноматериалов значительно выше свойств крупнозернистых аналогов [5]. И, если к настоящему времени прочность полимеров удалось приблизить к теоретической [6], то для металлических материалов не удалось значительно приблизиться к теоретической прочности, и лишь для металлических усов прочность близка к теоретической [7, 8]. Однако наноструктурирование материалов нельзя считать окончательным решением задачи приближения к теоретической прочности. Например, для балок, работающих на сжатие, критическим является потеря устойчивости и более важным свойством, чем прочность является жесткость балки, определяющая сопротивление изгибу и устойчивость. Но жесткость балки определяется модулем упругости, а не пределом текучести. Модуль упругости не зависит от размера зерна, поэтому нет смысла изготавливать изделия, работающие на сжатие, из наноматериалов. Для деталей, работающих на растяжение или в условиях сложного напряженного состояния, для которых критическим является деформация растяжения, использование наноматериалов оправдано. Нельзя предсказать то, что сегодня кажется невозможным, но, то, что сегодня кажется невозможным, завтра обязательно произойдет. Поэтому необходимо искать альтернативные наноструктурированию или дополнительные пути повышения прочности материалов.

Литература

1. Джордж Томсон. Предвидимое будущее. - М.: «Издательство иностранной литературы», 1958 г., с. 32-35.
2. Griffith A.A. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 1920, Series A, 221: p.163-198.

3. И.А. Одинг. Изв. АН СССР ОТН. 1948. № 12.
4. И.А. Одинг, В.С. Иванова, В.В. Бурдукский, В.Н. Геминев. Теория ползучести и длительной прочности металлов. ГНТИЛ ЧЦМ. М.: 1959. - 488 с.
5. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.: ИМЕТ РАН - ЦИАМ, 2013. – 515 с.
6. Ashby M.F., Shercliff H.R. and Cebon D. Materials: Engineering, Science, Processing and Design, Butterworth-Heinemann, UK, 2nd ed., 2009, 672 p.
7. В.С. Иванова, Л.К. Гордиенко. Новые пути повышения прочности металлов. – М.: Наука. 1964. – 118 с.
8. D. S. Lashmore, W. A. Jesser, D. M. Schladitz, H. J. Schladitz, and. H. G. F. Wilsdorf Microstructural investigation of polycrystalline iron whiskers. J. Appl. Phys., 1977, v.48, № 2, p.478-480.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

АНАНЬЕВ А.И.¹, БАКЛУНОВ А.М.¹, МУРЫШЕВ Е.Ю.², ШЕВЧЕНКО В.Г.³

¹Россия, ФГУП «НПО им. С.А.Лавочкина»

²ООО «Русский двигатель»

³Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела Уральского отделения Российской академии наук

Основная часть продукции из сплава типа АМг-6 поставляется в отожженном состоянии. Механические свойства алюминиево-магниевых сплавов зависят от содержания в них магния.

Некоторое дополнительное упрочнение (на 10-15%) можно получить путем холодной деформации. Попытки упрочнить сплавы путем термической обработкой (закалкой и старением) не имели успеха, несмотря на большую и уменьшающуюся с понижением температуры растворимость магния в алюминии [1].

Широко распространено мнение, что эти сплавы при комнатной температуре не старятся совсем или старятся очень медленно, так как после закалки длительное время не наблюдается изменения свойств (твердости, электросопротивления) [2].

Вместе с тем, в настоящее время опубликованы результаты большого цикла работ, выполненных в различных творческих коллективах на протяжении последних десятилетий, в которых приведены данные о влиянии импульсного высокоэнергетического электромагнитного воздействия на структуру и физико-механические свойства металлов и сплавов, о действии электростатического поля на процессы деформации и об изменении физико-механических свойств с помощью комбинированного воздействия импульсного тока и ультразвука. Используя различные сочетания длительности и энергии импульсов, можно в результате активизации широкого спектра дислокационных, фазовых и других физических процессов, получить необходимые свойства металлов и сплавов [3,4].

Наличие объективно существующего эффекта изменения структуры у алюминиево-магниевых сплавов позволило расширить диапазон поисков средств воздействия на структуру, включив в них различные сочетания и диапазоны акустического воздействия переменного и постоянного тока.

Образцы АМг-6, обработанные по различным режимам, испытывались на разрывной машине EU-20, металлографические исследования проводились с

помощью микроскопов Axiovert-40VFN, Stemi 2000-C, замер микротвердости на приборе ПМТ-3.

Совместное влияние в различных сочетаниях акустического воздействия переменного и постоянного тока позволило получить у сплава АМг-6 структуру и свойства, не свойственные этому сплаву при традиционных видах термической обработки (отжиг, закалка и старение). Полученные свойства и структура сплава не изменились в течение 1,5 ÷ 2,0 лет.

Результаты работы свидетельствуют о том, что импульсные воздействия могут значительно менять структуру и свойства материала, за счет аномальной диффузионной подвижности легирующего элемента, его адсорбционных характеристик на границах раздела. Для изучения природы полученных результатов необходимо проведение дальнейших исследований.

Литература

1. Мальцев М.В., Металлография промышленности металлов и сплавов. Москва, «Металлургия», 1970г., стр.60.

2. Комарова М.Ф., Буйков Н.Н., Каганович Л.И. Микроструктура и коррозионные свойства сплава алюминий-магний после длительного естественного старения. ФММ, 1973г., том 36, вып.2. с.358-359.

3. Эскин Д.Г., Современные тенденции науки и технологии кристаллизации алюминиевых сплавов. Металловедение и термическая обработка металлов. 2011г. № 9, с.6-11.

4. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д., Физические основы и технологии обработки металлов. Москва – Ижевск 2004г., т.1-2.

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО БЕТОНА

АНДРЕЕВА А.В., ДАВЫДОВА Н.Н., БУРЕНИНА О.Н.

*Институт проблем нефти и газа СО РАН, г. Якутск, Россия
aita1973@mail.ru*

Введение минеральных наполнителей в качестве составляющих бетонных смесей является одним из существенных резервов повышения экономичности цементных композиций по стоимости и расходу цемента и улучшения технических свойств бетонов [1]. Доля и роль качественных бетонов в мировой строительной индустрии стремительно возрастает и сопровождает развитие новых методов и подходов при разработке композиционных материалов на основе бетонных смесей. Одним из подходов в решении этого вопроса является использование недорогих местных минеральных добавок природного происхождения.

В качестве вяжущего использовали портландцемент ПЦ 400-Д0 производства ОА «Якутцемент». В качестве заполнителя использовался речной песок из поймы р. Лена, относящийся к группе «очень мелкий» Мкр = 1,1-1,3. Механоактивацию заполнителя проводили на 4 типах лабораторных мельниц, реализующих метод свободного удара: лабораторной шаровой, планетарной - АГО-2, Пульверизетте-6 и центробежной - ЦЭМ-7.

Анализ гранулометрического состава исходного и механоактивированного на разнотипных аппаратах песка представленных результатов исследования,

свидетельствует о полидисперсности заполнителя. Распределение частиц по размерам характеризуется основным пиком в области от 100 до 40 мкм со смещением в сторону мелких пылевидных частиц. Установлено, что, независимо от вида и направления ударной нагрузки, разрушение зерен песка происходит строго по одним и тем же дефектным зонам. Различие в соотношении мелких и крупных частиц, вероятно, связано лишь со скоростью «раскрытия» одних дефектных зон по отношению к другим. Наиболее лучшее диспергирование песка наблюдается при активации в планетарной мельнице АГО-2, значительно уменьшается размер частиц и увеличивается содержание частиц более мелкой фракции (менее 5 мкм). С целью оценки влияния механической активации заполнителя на механические свойства бетонов была определена прочность при сжатии образцов, содержащих различное количество механоактивированного песка.

Установлено, что прочность при сжатии модифицированных образцов, независимо от количества вводимого механоактивированного песка и времени активации, превосходит прочность при сжатии исходных образцов до 1,5 раз. Однако, наилучшие показатели прочности при сжатии наблюдаются у образцов, содержащих 10, 20, 30 масс.% механоактивированного в течение 1 мин заполнителя. При этом плотность модифицированных образцов увеличивается до 10 % по сравнению с плотностью исходных бетонных образцов.

Установлено, что водопоглощение модифицированных бетонных образцов снижается от 5 % до 15 % по сравнению с исходными образцами, что подтверждается полученными данными по прочности при сжатии и плотности образцов. Причем наилучшие показатели водопоглощения наблюдаются у образцов, выбранных ранее рецептур, содержащих 10, 20, 30 масс.% механоактивированного в течение 1 мин заполнителя. Установлено, что остаточная прочность при сжатии образцов всех рецептур увеличивается после испытаний на водопоглощение на 10 - 80 %, при этом коэффициент размягчения находится в пределах 1,02-1,2. Визуальный осмотр влажных образцов не выявил явных внешних повреждений, кроме отшелушивания поверхности. По морозостойкости все образцы, модифицированные механоактивированным песком, соответствуют марке F300. При этом, если прочность при сжатии исходных образцов после циклического промораживания-оттаивания снижается на 17%, прочность при сжатии образцов, модифицированных механоактивированным песком, увеличивается до 50%.

При введении в бетон механоактивированного песка структура бетона более выраженная, новообразования имеют четкую форму, т.е. гидратационные процессы протекают в полном объеме, что, безусловно, определяется гидрофобностью песка. Следует отметить, что наиболее плотной упаковкой характеризуется образец бетона, содержащий механоактивированный песок.

Работа выполнена при поддержке проекта № 12-08-98508 «Разработка технологий механоактивационной обработки местного минерального сырья для повышения качества бетонов», по региональному конкурсу грантов РФФИ_Арктика.

Список использованной литературы

1. Батяновский, Э. И. Свойства цемента и цементного камня с минеральной добавкой в виде молотого гранитного отсева [Текст] / Э. И. Батяновский, А. А. Дрозд, А. В. Смоляков // Строительная наука и техника. – 2009. – № 1. – С. 73–79.

НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ УДАРОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ И ЗАЩИТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

АРЖАКОВ М.С.¹, ЖИРНОВ А.Е.¹, АРЖАКОВ С.А.¹, ЛУКОВКИН Г.М.²,
КОЛМАКОВ А.Г.², ЗАБОЛОТНЫЙ В.Т.², ПРОСВИРНИН Д.В.²

¹Россия, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова

²Россия, Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН
arzhakov@genebee.msu.ru

В работе обобщены и систематизированы результаты теоретических и практических исследований, касающихся механического поведения широкого круга керамических и полимерных материалов в условиях ударного воздействия.

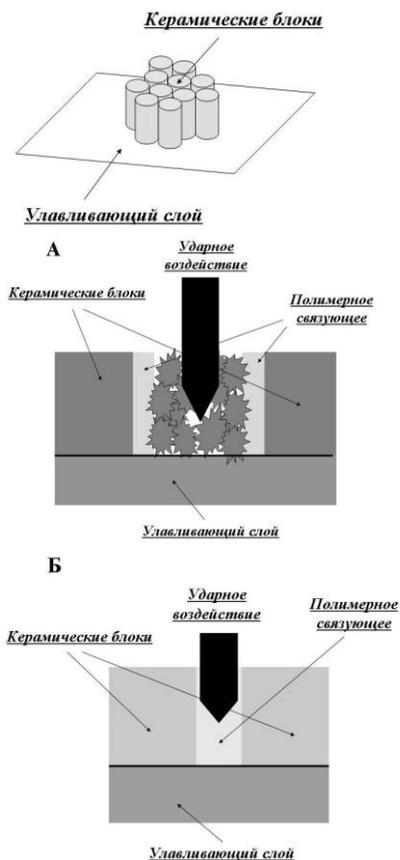
На основании теоретических представлений[1] проведен сравнительный анализ механизмов «гашения» энергии удара для монокристаллических керамических материалов и полимерных стекол. Отмечено, что, в общем случае, для неорганических материалов эффективный сброс энергии удара и, как результат, предотвращение прогибного подлома достигается за счет образования поверхностных радиальных трещин. Однако этот фактор снижает стойкость материала к последующим ударным воздействиям и приводит к потере прозрачности на большой площади, что делает материал функционально непригодным даже при сохранении его целостности. Решение данной проблемы возможно за счет дальнейших разработок более высокопрочных материалов и оптимизации размеров конструкции с учетом массово-габаритных требований.

В случае же полимерных стекол, ударостойкость достигается за счет эффективного рассеяния энергии удара в виде тепла в результате плавления материала и развития пластических и высокоэластических деформаций в зоне воздействия. В итоге, потеря прозрачности локализована в пределах зоны удара, что означает сохранение функциональности изделия. Для дальнейшего увеличения стабильности ударостойкости и функциональности полимерных стекол при неоднократных ударных воздействиях разработаны научно-технические принципы[2, 3] и создана технология производства нового поколения данного класса материалов[4-6]. Этот подход основан на использовании «форматериалов» - лабильных полимер-мономерных систем, структурирование которых при синтезе, модификации и переработке сопровождается формированием перколированных микро- и нанодоменов, характеризующихся собственными физико-механическими показателями. Показана также эффективность применения форматериала для получения полимерных нанокомпозитов[7].

Рассмотрены перспективы развития многослойных композитов с дискретным распределением компонентов вдоль оси удара. Показано, что для полимерных многослойных композитов широко обсуждаемая проблема межфазных границ может быть эффективно решена путем создания многослойных градиентных конструкций[8, 9]. В этом случае контролируемое «гашение» удара достигается за счет плавного изменения деформационных и прочностных характеристик композита вдоль оси проникающего воздействия.

Особое внимание уделено новой концепции создания ударостойких композитов с дискретным распределением компонентов в ортогональном направлении по отношению к оси удара. В простейшем случае данная конструкция представляет собой систему керамических блоков, скрепленных полимерным связующим и

размещенных на улавливающем слое, что является комбинацией ортогонального и послойного распределения компонентов композита (левая схема).



Механизм работы подобных конструкций сводится к тому, что при ударном воздействии в зоне керамического блока сброс энергии удара достигается за счет хрупкого разрушения материала блока. При этом вследствие реакции соседних блоков и полимерного связующего разрушение локализовано в области, сопоставимой с размером блока (схема А). При ударном воздействии в зоне полимерного связующего деформация последнего протекает в условиях, близких к гидростатическому сжатию, в условиях которого разрушить полимер практически невозможно (схема Б).

Отмечено, что дальнейшее развитие данного подхода связано с выбором или созданием керамических, стеклокерамических, полимерных и иных материалов в качестве компонентов конструкции, оптимизацией их физико-механических характеристик и пространственного распределения в композите. Подчеркнуто, что эксплуатационное поведение конструкции определяется, в основном, параметрами разрушения (диспергирования) керамических и стеклокерамических компонентов, обеспечивающими эффективный сброс энергии удара за счет развития максимального абразивного трения в зоне проникающего ударного воздействия. Характер диспергирования материала, в свою очередь, напрямую связан с параметрами его наноструктуры, которая определяется химическим строением вещества и условиями приготовления материала. Обсуждены возможности придания указанным композитам прозрачности за счет подбора или создания изорефрактивных керамических и полимерных материалов.

Литература

1. Ф. Макклиток, А. Аргон, Деформация и разрушение материалов, М: ЁЁ Медиа, 2012, 501 с.
2. Г.М. Луковкин, М.С. Аржаков, А.Е. Салько, С.А. Аржаков. Деформация и разрушение материалов, 2006, №6, 18-24.
3. М.С. Аржаков, С.А. Аржаков, А.Е. Жирнов, Г.М. Луковкин. Материаловедение, 2010, № 7, 53-58.

4. М.С. Аржаков, С.А. Аржаков, А.И. Дьячков, А.Е. Скоробогатова, И.Л. Стояченко, В.А. Чернавин, И.А. Дьячков. Патент 2225871 (РФ), 2004.
5. М.С. Аржаков, С.А. Аржаков, А.И. Дьячков, А.Е. Скоробогатова, И.Л. Стояченко, В.А. Чернавин, Патент 2228341 (РФ), 2004.
6. М.С. Аржаков, С.А. Аржаков, А.И. Дьячков, И.А. Дьячков, А.Е. Скоробогатова, И.Л. Стояченко, В.А. Чернавин, Патент 2243978 (РФ), 2005.
7. И.Б. Опарина, А.Г. Колмаков, Г.М. Луковкин, М.С. Аржаков, А.Е. Жирнов, М.А. Севостьянов, Е.Е. Баранов, В.И. Антипов, Л.В. Виноградов, П.А. Быков. Материаловедение, 2011, №8, .51-58.
8. М.С. Аржаков, С.А. Аржаков, А.И. Дьячков, А.Е. Скоробогатова, И.Л. Стояченко, В.А. Чернавин, И.А. Дьячков. Патент 2228851 (РФ), 2004.
9. М.С. Аржаков, С.А. Аржаков, А.И. Дьячков, А.Е. Скоробогатова, И.Л. Стояченко, В.А. Чернавин, Патент 2217319 (РФ), 2003.

КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2

АРТАМОНОВА О.В.

*Россия, Воронежский государственный архитектурно-строительный университет,
Ol_artam@rambler.ru*

Спектр современных керамических материалов на основе диоксида циркония весьма широк и разнообразен по составу, структуре, свойствам и функциям. Однако он может быть существенно расширен на основе применения современных технологических приемов достижения наноструктурного строения, которые позволяют решить, в том числе проблему преодоления повышенной хрупкости керамики.

Снижение хрупкости возможно при применении приемов: 1) создания и сохранения субмикроструктурной структуры в спеченной керамике с размером зерен от долей мкм вплоть до нанометровых, в результате чего материал приобретает повышенную прочность и сопротивление зарождению трещины при механических и термических нагрузках; 2) использования принципа мартенситного упрочнения для керамики, имеющей полиморфные превращения при спекании (например, керамики на основе тетрагонального диоксида циркония – материала с температурой плавления до 2900°C, повышенной твердостью и химической стабильностью в реакционно-активных средах).

В работе обоснована технологическая цепочка получения керамических материалов на основе системы $ZrO_2 - In_2O_3$, состоящая из последовательных этапов[1]:

- 1) синтеза ультрадисперсных прекурсоров – гидроксидов циркония и индия золь-гель методом;
- 2) дальнейшей гидротермальной обработки, с получением твердых растворов наноразмерных кристаллов системы $ZrO_2 - In_2O_3$;
- 3) спекания кристаллических порошков с образованием композиции с размером зерна 800 ± 50 нм (по данным сканирующей электронной микроскопии). Установлено, что первоначальное выделение оксида индия на границах зерен в структуре нанокерамических композиций стабилизирует в них тетрагональную модификацию диоксида циркония.

Определен оптимальный режим спекания ($T=1250^{\circ}\text{C}$, $\tau=3$ ч.), при котором образцы имеют оптимальную величину линейной усадки $\sim 18 - 19\%$ и наименьшую пористость в пределах каждого из составов (3.46 % и 0.54 %, соответственно). Получены композиции с высокими механическими характеристиками – значениями микротвердости в диапазоне от 70 до 170 кПа, трещиностойкости по микротвердости более 25 МПа/ $\text{м}^{1/2}$ и прочности на сжатие 700 – 900 МПа, что связано с природой вводимого компонента (In_2O_3) и его оптимальным количеством в составе композиции.

Исследование электрофизических свойств нанокерамики на основе системы $\text{ZrO}_2\text{--In}_2\text{O}_3$ позволило установить, что в низкотемпературной области образцы обладают небольшой проводимостью, с ростом температуры проводимость образца увеличивается. Для высокотемпературной области характерным является смешанный тип проводимости (ионная и электронная n – типа), таким образом, с повышением температуры происходит смена механизма проводимости и, как следствие, изменение свойств материала. Первоначальное выделение оксида индия на границе зерен исходной фазы стабилизировало тетрагональную модификацию диоксида циркония и одновременно вызывало появление значительного количества кислородных вакансий, нейтрализующих заряд примесей и обеспечивающих высокую проводимость анионного типа.

Проведенное исследование микроструктуры, прочностных характеристик и электрофизических свойств нанокерамики на основе системы $\text{ZrO}_2\text{--In}_2\text{O}_3$ позволяет сделать вывод о перспективности применения данного материала в качестве высокотемпературного электрохимического датчика кислорода в газовых средах.

1. Артамонова О.В. Нанокерамические материалы на основе ZrO_2 , стабилизированного In_2O_3 . Теория и эксперимент / Lambert Academic Publishing (Германия), 2012. 117 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО НИТИНОЛА

БАИКИН А.С., СЕРГИЕНКО К.В., ЛЕОНОВА Ю.О., НАСАКИНА Е.О., СЕВОСТЬЯНОВ М.А.,
КОЛМАКОВ А.Г., ГОНЧАРЕНКО Б.А., ЗАБОЛОТНЫЙ В.Т.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, e-mail: baikinas@mail.ru

Использование медицинских изделий из материалов с эффектом памяти формы на базе сплава TiNi с заданным комплексом физико-механических свойств позволяет существенно улучшить «щадящий» режим эндоваскулярных операций, увеличить срок службы устанавливаемых медицинских изделий (стендов) и повысить их биосовместимость с человеческим организмом.[1-7].

В данной работе проведены исследования механических свойств сплава TiNi .

Очень важной характеристикой нитинола при его применении в качестве материала для медицинских изделий (стендов) является его прочностные характеристики. Механические свойства наноструктурного нитинола в исходном состоянии ($\sigma_{0,2} = 507$ МПа, $\sigma_b = 1485$ МПа).

Исследуемые образцы разрушались с образованием шейки (рис. 1). Поверхность разрушения была ориентирована практически перпендикулярно оси растяжения, и она представляет собой совокупность разновеликих самоподобных пор («чашек») вязкого

излома. Местом зарождения приводящей к разрушению магистральной поперечной трещины, в которую сливаются образующиеся поры, являются наиболее крупные дефекты на поверхности образца в зоне шейки. В то же время, картина поверхности разрушения приповерхностных слоев отличается от таковой для внутренних слоев визуально более сложным и направленным характером рельефа, а так же тем, что число «чашек» больше, а их размеры заметно меньше. Разброс размеров чашек для излома внутренних слоев примерно в 2 раза больше, чем для излома приповерхностных слоев. Различия в изломах внутренних и приповерхностных слоев образцов свидетельствуют о том, что процессы структурной самоорганизации на этапе распространения магистральной поперечной трещины протекали в них по-разному.

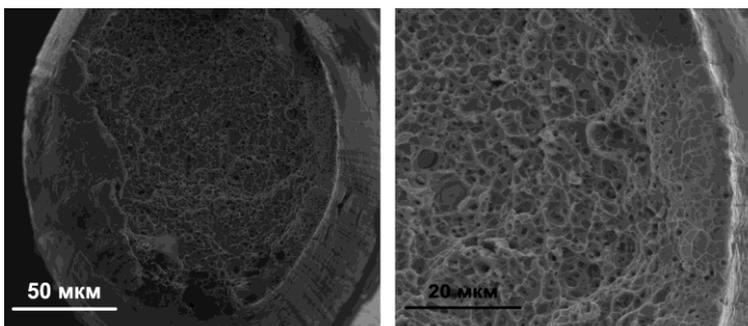


Рисунок 1. Общий вид исходной проволоки

Работа выполнена при поддержке РФФИ проекта № 14-08-31772 мол_а.

Список литературы

1. В.Т. Заболотный, О.К. Белоусов, Н.А. Палий, Б.А. Гончаренко, Е.А. Армадерова, М.А. Севостьянов. Материаловедческие аспекты получения, обработки и свойств никелида титана для применения в эндovasкулярной хирургии // *Металлы*, 2011. №3. С.47-59.
2. Колмаков А.Г., Солнцев К.А., Витязь П.А., Ильющенко А.Ф., Хейфец М.Л., Баринов С.М. Системное описание структуры наноматериалов. Ч.1.//*Материаловедение*, 2012. №9.С.37-45; Ч.2.//*Материаловедение*, 2012. №10.С.33-38.
3. Колмаков А.Г., Алымов М.И. Особенности свойств наноматериалов и основные направления их использования. // *Перспективные материалы*, 2006. №5. С.5-13.
4. Алымов М.И., Колмаков А.Г. Нанотехнологии и наноматериалы: история, перспективы развития, терминология и классификация // *Технология металлов*. 2007. №1. С.49-55.
5. Baranov E.I., Ber B.Y., Vasil'ev A.P., Chernyakova A.E., Kolmakov A.G., Kazanthev D.Yu., Mikhrin V.V., Maleeva N.A., Nadochya A.M., Petrov V.N., Shmidta N.M., Yakimov E.B. Surfaced monitoring of HEMT structures // *Superlattices and Microstructures*, 2009. V.45. P.332-336
6. Технологии конструкционных наноструктурных материалов и покрытий / П.А. Витязь, А.Ф. Ильющенко, М.Л. Хейфец, С.А. Чижик, К.А. Солнцев, А.Г. Колмаков, М.И. Алымов, С.М. Баринов / Под общ. ред. П.А. Витязя и К.А. Солнцева.– Минск: Беларус. навука, 2011. –283с.

СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ДЛЯ ПРОСТРАНСТВЕННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 2800 К

Бакулин А.А., Магнитский И.В., Миронихин А.Н., Пономарев К.А., Тащилов С.В.
Россия, ОАО «Композит», info@kompozit-mv.ru

Моделирование элементов конструкций из углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ), подвергающихся высоким тепловым и силовым нагрузкам, вызывает необходимость максимально точного определения высокотемпературных свойств применяемых материалов [1]. Одной из наиболее актуальных задач при этом является исследование упругих характеристик УУКМ. Для этого при механических испытаниях необходимо измерять деформации в рабочей части образца. С этой целью, как правило, применяют контактные [2, 3] и бесконтактные, часто оптические, экстензометры [4, 5]. Однако, поскольку эти методы имеют ряд технических ограничений, не меньший интерес представляют косвенные методы определения модуля упругости, основанные на измерении положения траверсы разрывной машины.

Предлагаемый способ измерения модуля упругости УУКМ в условиях локального нагрева предусматривает использование образцов с длинной цилиндрической рабочей частью и резьбовыми захватными частями. Показано, что несущей способности резьбы достаточно для достоверного измерения модуля упругости. Способ не предполагает нагружения образца за пределами упругости, поэтому становится возможным провести полный цикл измерений на одном образце во всем необходимом диапазоне температур и уменьшить разбросы наблюдаемых значений модуля упругости.

Для мелкоячеистого УУКМ со схемой армирования 4ДЛ проведена отработка способа и определены модули упругости в нескольких направлениях в диапазоне температур от 300 до 2800 К. В специальных экспериментах при помощи термопара типа А и оптического пирометра определялось температурное поле в образце, учитываемое при вычислении значений модуля упругости. Модули упругости вычислялись на основе измерения податливостей системы «образец-оснастка» при нормальной и высоких температурах. При этом суммарная податливость захватных частей образца и оснастки считалась постоянной, поскольку захваты имеют водяное охлаждение.

Разработанный метод может быть использован и для других пространственно армированных композитов. Размеры рабочей части образца и резьбовых захватных частей образца могут меняться для обеспечения его надежного закрепления в оснастке. Применение установки для термомеханических испытаний УВТК-2 в сочетании с этим методом позволяет проводить измерения модуля упругости при температурах до 3000 К.

Литература

- 1 Кувыркин Г.Н. Термомеханика деформируемого твердого тела при высокоинтенсивном нагружении. — М.: Изд-во МГТУ, 1993. — 142 с.
- 2 High Temperature Mechanical Behavior of Ceramic Composites /Ed. By S.V. Nair, K. Jakus. — Newton: Butterworth-Heinemann, 1995. — 558 pp.
- 3 Research and Development of High Temperature Materials For Industry / Ed. by E. Bullock. — Barking: Elsevier Science Publishers Ltd, 1989.

4 Кривенюк В.В. Прогнозирование длительной прочности тугоплавких металлов и сплавов / Под ред. Г.С. Писаренко. — Киев: Наукова думка, 1990. — 248 с.

5 Kobayashi K., Yamaguchi I. High Accuracy and Wide Temperature Measurement by Non-Contact Speckle Extensometer // Strain. — 2011. — Vol. 47. — Pp. e98–e103

ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В НАГРУЖЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

БАРАНОВ В.П., СТЕПАНОВА В.Э.

Россия, Тульский государственный университет, Baranov_1955@mail.ru

В современном материаловедении основным стратегическим направлением исследования поведения нагруженных твердых тел является многоуровневый подход, согласно которому твердые материалы, находящиеся под нагрузкой, превышающей предел упругости, рассматриваются как многоуровневая иерархическая система дефектов структуры, эволюция которой направлена на минимизацию внешнего воздействия на всех масштабных уровнях.

В работе построена двухуровневая (микро-, мезо) модель накопления поврежденности в нагруженных материалах на примере одноосного статического нагружения ниже предела текучести высокопрочных конструкционных сталей (замедленное разрушение).

Проанализированы модели мезоскопических зерен поликристаллического агрегата. Для описания механических свойств поликристаллических материалов в областях, непосредственно примыкающих к границам зерен, использовалась смешанная композитная модель Муграби-Валиева с границей, непроницаемой для дислокаций. Барьерное торможение мезополосовой структуры в виде плоского скопления краевых дислокаций, эмитированных с границы зерна, описывалось с помощью дискретно-континуальной модели, в которой первые две ведущие дислокации рассматриваются дискретно, а оставшаяся часть скопления – континуально.

Выполнен анализ микроразрушения для среднедегированной конструкционной стали 30ХГСА с механическими свойствами: $E = 2,1 \cdot 10^5$ МПа, $G = 7,87 \cdot 10^4$ МПа, $\sigma_s = 1450$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1270$ МПа, $\delta_{sd} = 7$ %, $\psi = 19$ %. Определены энергии образования дефектов микроуровня: пор ($u_s = 1,8 \cdot 10^{-17}$ Дж) и субмикротрещин ($u_p = 0,87 \cdot 10^{-18}$ Дж). На основе кинетической термодинамики и экспериментальных кривых релаксации напряжений установлена реономная зависимость общей плотности микродефектов для двухфазной системы. Для оценки возможности образования дефектов мезоскопического размера проводилось компьютерное моделирование процесса динамической перколяции микроповреждений на основе модифицированного алгоритма Хошена-Копельмана (алгоритм многократной маркировки кластеров). Предложен количественный критерий микро-мезо перехода в процессе деструкции материала, которым является критическое изменение плотности внутренней энергии микроструктуры.

Численный анализ для стали 30ХГСА показал, что в условиях замедленного разрушения при комнатных температурах в инактивных средах зародыши разрушения преимущественно имеют вид пор, а образование субмикротрещин происходит вблизи

конструктивных концентраторов напряжений. При этом характер разрушения будет вязким, а перколяционные кластеры не достигают мезоскопических размеров, т. е. микро-мезо переход не происходит. Последний может иметь место при воздействии внешней агрессивной среды, вызывающей охрупчивание материала, например, при воздействии водорода. В этом случае при достижении критической плотности микрповреждений дефектная структура материала переходит в неравновесное состояние самоорганизованной критичности. Это состояние представляет промежуточную между микро- и мезоуровнями стадию предельной микрповрежденности, на которой происходит самоорганизованная перестройка материала на новый механизм диссипации энергии путем слияния микрповреждений, вследствие чего возникает геометрический фазовый переход к образованию дефектов мезоуровня – микротрещин. При этом характер разрушения будет более хрупким и, как правило, интеркристаллитным. Таким образом, переход процесса деструкции на мезоуровень определяется плотностью зарождающихся на микроуровне дефектов, которую можно рассматривать в качестве параметра порядка термодинамического процесса самоорганизации микрповреждений. В этой связи актуальным направлением дальнейших исследований является построение многоуровневой (микро-, мезо-, макро) модели деструкции нагруженных конструкционных сталей при воздействии водорода.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ, ОСНОВАННОЕ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ ОПЕРАТОРА КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

¹Бардушкин В.В., ¹Кириллов Д.А., ¹Сорокин А.И., ²Сычев А.П., ¹Яковлев В.Б.

¹Россия, Москва, Национальный исследовательский университет «МИЭТ»;

²Россия, Ростов-на-Дону, Южный научный центр РАН

e-mail: bardushkin@mail.ru, dmitry.kirilloff@gmail.com, mr40in@gmail.com,

sap@rgups.ru, yakovlev@miee.ru

Прогнозирование предельных (разрушающих) характеристик относится к одному из основных направлений исследований физико-механических свойств композитных материалов. При этом все большее значение приобретают методы моделирования и расчета, основанные на теоретическом анализе указанных свойств неоднородных сред [1, 2]. В работе проведено численное моделирование предельных прочностных характеристик при сжатии $\sigma_{сж}$ композитов на эпоксидной основе с дисперсными включениями из графита, бесщелочного стекла, меди и железа. Рассматривалось хрупкое разрушение материалов. Моделирование опиралось на метод прогнозирования предельных прочностных характеристик матричных композитов [2], обобщенное сингулярное приближение теории случайных полей [1] и информацию о прочностных свойствах эпоксидной матрицы. Главная особенность метода состоит в использовании безразмерного оператора концентрации напряжений (тензора четвертого ранга) $K^{\sigma}(\mathbf{r})$ [1], связывающего локальные значения тензора напряжений $\sigma_{ij}(\mathbf{r})$ с внешними по материалу напряжениями $\langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$: $\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = K_{ijkl}^{\sigma}(\mathbf{r}) \langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$, $i, j, k, l = 1, 2, 3$, где \mathbf{r} – радиус-вектор случайной точки среды. В используемом методе считается, что приложенная к композиту нагрузка (например, сжатие в

определенном направлении) становится разрушающей, когда внутреннее напряжение в матрице начинает превышать предел ее прочности [2]. При этом величина внутреннего напряжения, возникающего в матрице при внешнем воздействии на композит, сравнивается с известным (справочным) значением предела прочности матрицы. Значение предела прочности матрицы должно соответствовать внешней нагрузке (например, сжатию, совершаемому в том же направлении, что и для рассматриваемого композита), приложенной к однородному телу, состоящему только из материала матрицы.

Считая, что в композите включения имеют сферическую форму радиуса R , в работе был введен безразмерный микроструктурный параметр h/R , связанный с концентрацией V_B включений (рис. 1).

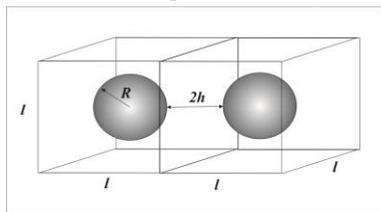


Рис. 1. Введение безразмерного параметра h/R , связанного с концентрацией V_B включений в двухкомпонентном дисперсно-наполненном композите:

$$\frac{h}{R} = \sqrt[3]{\frac{\pi}{6V_B}} - 1$$

Рассматривался случай внешнего осевого сжимающего воздействия. Исследованы зависимости пределов прочности при сжатии композитов от состава компонентов и параметра микроструктуры h/R (рис. 2, 3).

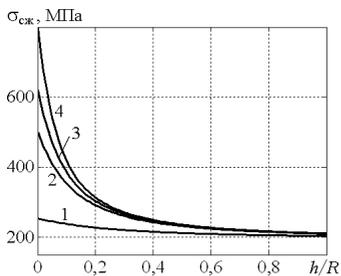


Рис. 2. Результаты численного моделирования предельного разрушающего напряжения при сжатии для композитов на основе связующего ЭД-20 с включениями: 1 – графита, 2 – БЩ-стекла, 3 – меди, 4 – железа

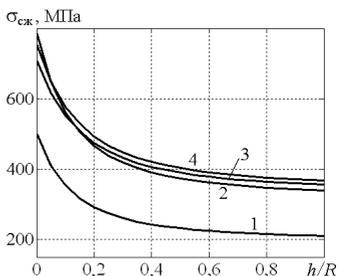


Рис. 3. Результаты численного моделирования предельного разрушающего напряжения при сжатии для композитов с включениями БЩ-стекла на основе связующих: 1 – ЭД-20, 2 – ЭХД, 3 – УП-610 + Э-181, 4 – УП-610

1. Колесников В.И., Бардушкин В.В., Яковлев В.Б., Сычев А.П., Колесников И.В. Микромеханика поликристаллов и композитов. – Ростов-на-Дону: РГУПС, 2012. – 288 с.

2. Колесников В.И., Бардушкин В.В., Яковлев В.Б., Сычев А.П., Кириллов Д.А., Сорокин А.И. О методе прогнозирования предельных прочностных характеристик

ТИПИЧНЫЕ ОШИБКИ ПРИ КОМПЬЮТЕРНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

БАХРУШИН В.Е.

*Украина, Запорожье, Классический приватный университет,
Vladimir.Bakhrushin@gmail.com*

В последнее время методы компьютерного моделирования все шире применяют для исследования механических и других физических свойств материалов. Это связано с широким использованием персональных компьютеров для решения подобных задач, созданием суперкомпьютеров, способных решать задачи высокой вычислительной сложности, разработкой большого числа специализированных и общих программных пакетов, предназначенных для моделирования сложных систем и процессов. Существуют два основных типа моделей [1 – 3]. Модели первого типа базируются на использовании известных физических законов и зависимостей, отображающих те или иные свойства материалов. Модели второго типа должны наилучшим в некотором смысле образом описывать совокупность имеющихся экспериментальных данных. Как правило, это регрессионные модели, построенные в виде суперпозиции нескольких простых функций заданного вида, параметры которых надо определить по экспериментальным данным. Для построения и анализа моделей каждого класса необходимо соблюдение некоторых общих принципов, которые нередко игнорируют исследователи, что приводит к возникновению ряда типичных ошибок.

В качестве моделей первого типа часто берут уже известные модели, разработанные для других материалов или условий. Далее, либо выполняют расчеты с новыми параметрами, либо в модель вносят коррективы, призванные снять ряд ее ограничений или недостатков. При этом далеко не всегда авторы проверяют адекватность соответствующих физических моделей в новых условиях, корректность используемых методов их формализации, погрешности, вносимые численными методами анализа и компьютерными вычислениями, и т. д.

В частности, типичными ошибками, возникающими при моделировании механических свойств и процессов деформации материалов, являются:

- выполнение расчетов при значениях параметров, которые выходят за рамки критических для данного материала величин (пределы прочности, текучести и упругости, температуры плавления и фазовых превращений и др.);
- игнорирование изменения реальной структуры, фазового состава и параметров материалов при изменении температуры, деформации и т.п.

Нередко можно встретить публикации, где: процессы деформации нанообъектов и диффузии в них без какого-либо обоснования рассматриваются в рамках классических макроскопических теорий; при исследовании материалов, полученных методами порошковой металлургии, не учитывается их различное поведение под действием сжимающих и растягивающих напряжений и т. д.

Еще одна группа проблем связана с тем, что исследователи во многих случаях некритично относятся к используемым при выполнении программным средствам. В частности, не учитывается то обстоятельство, что в программы заложены

определенные модели, которые могут оказаться неадекватными при исследовании конкретных материалов в конкретных условиях.

Для моделей второго типа одной из характерных ошибок является оценивание их качества только на основе высоких значений коэффициента детерминации. Во многих случаях для этого идут на неоправданное усложнение модели без учета статистической погрешности имеющихся данных. Следствием является получение моделей, которые, имея высокий коэффициент детерминации, воспроизводят не только имеющиеся в данных закономерности, но и содержащиеся в них ошибки. Для предотвращения этого необходимо использовать дополнительные показатели качества, одним из которых может быть соотношение дисперсии остатков модели и дисперсии погрешности экспериментальных данных [4]. Значительное различие между этими дисперсиями свидетельствует о недостаточной или избыточной сложности используемой модели.

1. Лагунов В. А., Синани А. Б. Компьютерное моделирование деформирования и разрушения кристаллов // ФТТ. – 2001. – Т. 43, Вып. 4. – С. 644–650.
2. Per Fredriksson. Modelling and Simulation of Plastic Deformation on Small Scales: Interface Conditions and Size Effects of Thin Films. - Hållfasthetslära, Kungliga Tekniska högskolan, 2008. – 51 р.
3. Бахрушин В.С. Математичні основи моделювання систем. – Запоріжжя: КПУ, 2009. – 224 с.
4. Бахрушин В.С. Методи аналізу даних. – Запоріжжя: КПУ, 2011. – 268 с.

ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА АЭ ДЛЯ ОЦЕНКИ ДЕФЕКТНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИСПЫТЫВАЮЩИХ ЦИКЛИЧЕСКИЕ НАГРУЗКИ

БЕЖЕНОВ С. А.

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

Основным фактором, сдерживающим решение задачи повышения работоспособности конструкций под действием периодических нагрузок, является несовершенство современных методов оценки технического состояния элементов конструкций и их остаточного ресурса, особенно при использовании неразрушающих методов контроля. Такое состояние проблемы обусловлено сложностью определения реального НДС локальных объемов материала после применения различных методов поверхностного упрочнения как, например, поверхностное пластическое деформирование или химико-термическая обработка поверхности. Одним из перспективных направлений является применение метода АЭ, поскольку для гетерогенных материалов акустическая эмиссия адекватно отражает особенности деформационных процессов в материале в течение всего процесса его деградации до самого разрушения.

Исследовались 12 партий образцов, изготовленных из углеродистых (с различным содержанием углерода) и малолегированных (с различным содержанием легирующих элементов) сталей как после нормализации, так и после упрочняющего ППД стальными шариками, колеблющимися с ультразвуковой частотой (УЗУ). Исследовались также три партии лопаток компрессора из жаропрочного двухфазного $\alpha+\beta$ -сплава титана (Ti-Al-Mo-Si) мартенситного класса с различной технологической наследственностью: лопатки, изготовленные по серийной технологии (СТ), лопатки,

поверхности которых были подвергнуты низкотемпературному цианированию (НТЦ), а также лопатки, изготовленные по серийной технологии с последующей НТЦ, у которых на входной кромке были выполнены надрезы треугольного профиля глубиной 0,5 мм, имитирующие забоину.

Показано, что в результате УЗУ предел выносливости образцов с различным содержанием углерода и легирующих элементов повышается на 10 – 30 %, НТЦ повышает предел выносливости лопаток на 10 %, а наличие дефекта типа «забоина» снижает эту величину на 40 %. Примерно в таком же соотношении изменяются значения наклонов кривых усталости соответствующих объектов исследования. Кроме того, установлено, что данные испытаний на усталость характеризуются большим разбросом значений долговечности, причем с уменьшением амплитуды приложенного напряжения разброс увеличивается. Так, например, для всех трех партий лопаток, испытанных на уровне напряжений, превышающем предел выносливости на 20 %, значения их долговечности отличаются на порядок, а на уровне, примерно равном пределу выносливости, разброс достигает двух порядков.

Установлено, что АЭ характеристики, полученные в результате статического ступенчатого нагружения изделий, несут информацию о ширине «свободной» зоны между частицами твердой фазы, в которую продавливаются подвижные дислокации при деформировании локального объема. Это дает возможность качественно оценить эффект упрочнения материала при выборе режима поверхностной обработки материала. В то же время, непосредственной связи между параметрами статических АЭ характеристик и характеристик многоциклового усталости (МнЦУ) не установлено.

Информацию о механическом поведении материалов в условиях МнЦУ несут АЭ характеристики, полученные в результате ступенчатого нагружения изделий циклическими напряжениями, длительность действия которых на каждом уровне нагружения не превышает длительность инкубационного периода усталостного разрушения при критических напряжениях. Напряжение, соответствующее точке перелома циклической АЭ характеристики определенного материала в определенном техническом состоянии, пропорционально его пределу выносливости.

Оценивать характеристики сопротивления МнЦУ конструкционных материалов после их ППД и НТЦ возможно также и по величине скорости счета АЭ, которую фиксируют при определенном значении амплитуды напряжений цикла на стадии микротекучести материала.

Установлены особенности АЭ характеристик лопаток с надрезом, заключающиеся в том, что сигналы АЭ начинают регистрироваться при более высоких относительных напряжениях, а изменения скорости суммарного счета АЭ на стадии микротекучести происходят более интенсивно, чем у лопаток без надреза. Показано, что различия АЭ характеристик лопаток с надрезом и без него связаны с различиями локальных напряженных состояний объемов материала. Концентратор, локализуя область повышенного уровня напряжений, снижает уровень скорости суммарного счета АЭ в начале нагружения и повышает темп ее роста при дальнейшем увеличении нагрузки.

ПОЛОСЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ – ПРЕДВЕСТНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

БЕЛИКОВА А.Ф., БУРАВОВА С.Н., ПЕТРОВ Е.В.

*Россия, ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем
материаловедения РАН
svburavova@yandex.ru*

Полосы локализованной деформации, или как часто их называют полосы адиабатического сдвига, наблюдаются во многих высокоскоростных процессах, таких как взрывное дробление, высокоскоростная механическая обработка металлов давлением, эрозия, криогенная обработка, сварка взрывом, пробивание брони снарядом. Полосы являются источником разрушения в процессе эксплуатации изделия. Термин «адиабатическая полоса сдвига» сложился исторически и, по мнению автора [1] не является удачным, поскольку не отражает всей совокупности процессов, сопровождающих локализацию деформации. Адиабатический характер образования полос сдвига отражает факт незначительного участия теплоотвода. Эксперименты по пробиванию броневых пластин кумулятивной струей, показали, что трещины в сохраненных мишенях ориентированы вдоль полос сдвига, толщина которых равна приблизительно 6 мкм, а сохраненные фрагменты преграды ограничены такими полосами сдвига. Полосы сдвига оказались не только предвестниками разрушения, но и являются важным механизмом фрагментации материала в условиях динамической нагрузки. Необходимость увеличения срока службы изделия или усиление разрушающего действия нагрузки требуют понимания процессов образования полос сдвига, особенностей разрушения материала, когда адиабатические полосы являются основной причиной повреждаемости. Все это привело к огромному количеству исследований, посвященных проблеме локализации деформации.

Причиной локализации деформации, по общепринятым представлениям, является потеря устойчивости пластического течения, возникающая в результате эффекта термического разупрочнения, что приводит к образованию полос адиабатического сдвига. Несмотря на многочисленные исследования, в настоящее время нет представлений о механизме зарождения и развития процесса локализации деформации, отсутствует общее представление о зависимости критических параметров начала локализации от исходных структур. Не удается сформулировать физические законы, позволяющие прогнозировать появление полос локализованной деформации.

Экспериментальное изучение коллапса толстостенного трубчатого образца [2] показало, что образование трещин и их переход в полосы адиабатического сдвига происходит на стадии разгрузки при выходе ударной волны на свободную внутреннюю поверхность, когда деформированное состояние материала в ударной волне завершено. Оба процесса деформирование и поврежденность разъединены по времени, и являются независимыми друг от друга. Полосы локализованной деформации являются результатом интерференции волн разгрузки, напряженное состояние в зоне которой не превосходит динамической прочности материала. Изучение процесса перерастания откольных трещин различных типов (канальные, плоские, угловые, радиальные) в полосы адиабатического сдвига в контролируемых условиях, используя свойство волновых явлений подчиняться геометрическому фактору расположения свободных поверхностей, [3] подтверждает откольную природу локализации деформации.

Изучение структуры перехода откольных трещин в полосы локализованной деформации показало, что именно в зоне интерференции волн разгрузки, каждая из которых снижает давление ударно сжатого материала до нуля, приводя тем самым материал в исходное состояние, создаются условия, где проходит весь цикл эволюции микроструктур от ячеистой структуры за фронтом ударной волны, однородной фрагментации, зарождения пор, их роста и слияния до создания мелкозернистой критической фрагментированной структуры, предшествующей макроскопическому разрушению.

Работа выполнена по Программе фундаментальных исследований Президиума РАН «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике».

Литература:

1. Wright T.W. The physics and mathematics of adiabatic shear bands // Cambridge University Press. 2002. 240 p.
2. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. Локализация деформации при динамических нагрузках и связь ее с деформированным состоянием материала // ЖТФ, 2013. т.83. №2. С. 153–156.
3. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В. Локализация деформации при динамических нагрузках // ЖТФ. 2013. т.58. №8. С. 68–75.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРИБОРОСТРОЕНИЯ И ПРЕЦИЗИОННЫХ МЕХАНИЗМОВ

БЕЛОУСОВ Г.С., БЕЛОУСОВ А.В., ГЕТМАНОВА М.Е., ФИЛИППОВ А.Г.
Россия, г.Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
E-mail: iqs12@yandex.ru

Развитие техники выдвигает все более высокие требования к прочностным свойствам конструкционных сталей и сплавов в сочетании со специальными: магнитными, инварными, элинварными, коррозионными и т.д.. В частности, актуальна задача по созданию высокопрочных инварных сплавов. Традиционно упрочнение инварных сплавов осуществляют легированием высоконикелевой матрицы элементами замещения: Cu, Co, Cr, Ti, Mn, что, при некотором повышении ее прочности, ухудшает инварные свойства. Более эффективными упрочнителями в сравнении с элементами замещения являются элементы внедрения, в частности углерод и азот. Однако, исследования, выполненные для классического инвара 36Н (Fe+36%Ni), показали, что введение углерода в такие сплавы повышает, т.е. ухудшает температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) [1]. При легировании инваров азотом наблюдается более благоприятная картина: прочность инваров увеличивается, ТКЛР снижается при стабилизации тепловых свойств. Трудности введения азота в высоконикелевые сплавы позволяет преодолеть разработанная в ЦНИИчермет им. И.П.Бардина технология газотермобарического легирования (ГТБЛ) [2]. В результате легирования методом ГТБЛ азотом тройных высоконикелевых систем Fe+(27-36)%Ni+(3,5-15)%Cr получены образцы инваров, содержащие от 0,2 до 4,0% азота по массе. Установлено, что введение азота в высоконикелевые аустенитные сплавы, дополнительно легированные хромом, позволяет варьировать

ТКЛР в интервале от 0,1 до $8,0 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, при одновременном повышении предела текучести до 800-1200 МПа.

Стабильность геометрических размеров в процессе эксплуатации деталей топливной аппаратуры - плунжерная пара (сталь 25Х5М) и корпус распылителя (сталь 18Х2Н4МА) в значительной мере определяют технико-экономические показатели дизельных двигателей. В настоящее время для формирования необходимых свойств указанных деталей применяют технологию азотирование в аммиаке, что не обеспечивает достижения требуемых эксплуатационных свойств. Было показано [3], что для сталей 25Х5М и 18Х2М4А методом ГТБЛ возможно достигать концентрацию азота порядка 1,0% на глубине до 2,0мм за 1,0-3,0 часа. Твердость поверхности при этом достигает до 1100 НВ. Стендовые испытания завода-изготовителя показали большую перспективность метода ГТБЛ взамен существующему азотированию в аммиаке. Экономическая часть новой технологии основана на сокращении времени обработки на 1,5-2,0 порядка и абсолютной экологической безопасности технологии ГТБЛ.

Подшипники качения из сталей 8Х4В9Ф2, 110Х18М-ШД, 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш после объемного легирования азотом методом ГТБЛ по результатам стендовых испытаний показали увеличение их ресурса в 2-4 раза.

Литература

1. Прецизионные сплавы. Справочник. М. Металлургия, 1976, 386с.
2. Белоусов Г.С. «Структура и свойства аустенитных железомарганцевых сплавов со сверхравновесными концентрациями азота». Автореферат диссертации на соискание ученой степени к.т.н. Москва. 1992г. с.17
3. Белоусов Г.С., Филиппов Г.А. Упрочнение деталей топливной аппаратуры в среде компримированного азота. /Проблемы черной металлургии и материаловедения. №2, 2011, с.20-22.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПОКАЗАТЕЛЕЙ НАДЕЖНОСТИ

Библик И.В.

*Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины,
Харьков, Украина, miles@ipmach.kharkov.ua*

Рассмотрена возможность применения компьютерного моделирования процесса усталостного разрушения элементов конструкций для оценки вероятности их безотказной работы (ВБР). Усталостная поврежденность рассматривается как случайная величина, распределенная по нормальному закону, которая характеризуется зависящими от времени математическим ожиданием и дисперсией. Компьютерное моделирование процесса усталостного разрушения материалов проводилось в рамках разработанного в ИПМаш НАН Украины специального расчетно-экспериментального метода (РЭМ).

Вероятность безотказной работы $P(N)$ определялась по формуле

$$P(N) = \frac{1}{2} + \Phi \left(\frac{a_0 - a(N)}{\sqrt{s_f^2 + s_N^2}} \right), \quad (1)$$

где $\Phi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^x e^{-z^2/2} dz$ – функция Лапласа;

$a(N)$ – математическое ожидание усталостной поврежденности при числе циклов, равном N ;

a_0 – предельно допустимый уровень поврежденности;

s_f^2 – дисперсия разрушающих повреждений;

s_N^2 – дисперсия повреждений при числе циклов, равном N .

С помощью РЭМ в соответствии с формулой (1) можно получить зависимости $P(N)$ для произвольных значений амплитуды напряжения σ_A . На рис. 1 приведены зависимости ВБР, полученные для стали 12Х18Н12Т: 1 – $\sigma_A = 310$ МПа; 2 – $\sigma_A = 290$ МПа; 3 – $\sigma_A = 270$ МПа.

В условиях действия спектра нагрузок формула (1) преобразуется в формулу

$$P(N) = \frac{1}{2} + \Phi \left(\frac{a_0 - \sum_{i=1}^n a_i(N_i)}{\sqrt{s_f^2 + \sum_{i=1}^n s_{N_i}^2}} \right), \quad (2)$$

где $\sum_{i=1}^n a_i(N_i)$, $\sum_{i=1}^n s_{N_i}^2$ – математическое ожидание и дисперсия усталостной поврежденности, накопленной на n режимах, соответственно.

На рис. 2 приведены зависимости ВБР, определенной по формуле (2), для двух режимов нагружения, которые отличаются последовательностью σ_A (1 – $\sigma_{A1} > \sigma_{A2} > \sigma_{A3}$, 2 – $\sigma_{A1} < \sigma_{A2} < \sigma_{A3}$). Видно, что, например, при допустимой величине ВБР, равной 0,75, усталостная долговечность материала составляет 560 тыс. циклов для режима $\sigma_{A1} > \sigma_{A2} > \sigma_{A3}$ и 800 тыс. циклов для режима $\sigma_{A1} < \sigma_{A2} < \sigma_{A3}$. Таким образом может быть определена наиболее консервативная функция ВБР, по которой оценивается либо вероятность разрушения в конце назначенного срока эксплуатации объекта, либо по допустимой вероятности разрушения – остаточная долговечность или ресурс.

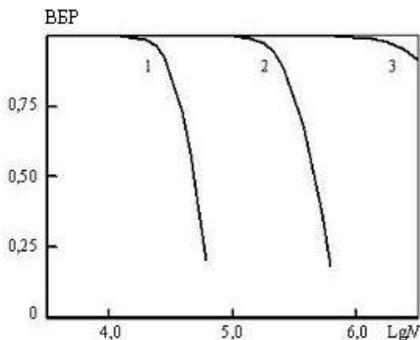


Рис. 1

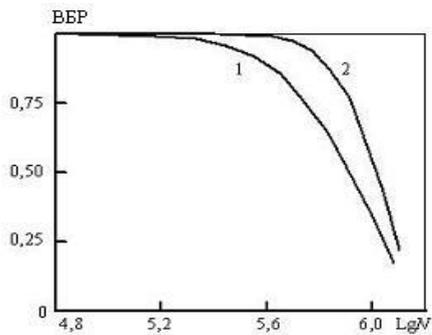


Рис. 2

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Попов А.А., Шотин С.В., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С., Семенычева А.В., Котков Д.Н., Писклов А.В.
1Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, boldin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований структуры и свойств нано- и ультрамелкозернистых композиционных керамик на основе оксида алюминия, структура которых сформирована методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (в иностранной литературе используется термин «Spark Plasma Sintering»).

Для спекания керамик используется установка DR. SINTER model SPS-625 производства «SPS SYNTEX INC.» (температура спекания до 2500 °С, скорость нагрева до 2500 °С/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум или инертный газ, автоматическое управление температурой и гидростатическим давлением, прецизионный dilatометр).

В работе использовались нано (100 нм) – и ультрадисперсные (0,85-1 мкм) порошки α - Al_2O_3 , а также ультрадисперсные (≤ 1 мкм) порошки β -SiC и волокна β -SiC (длина 50 мкм, толщина 1 мкм) фирм «Alfa-Aesar» и «Taimei Chemecals Co., Ltd». Частицы порошка α - Al_2O_3 («Alfa-Aesar») имеют неправильную форму и содержат повышенную плотность дислокаций, что может свидетельствовать об использовании помолы (механоактивации) при производстве этого порошка. Частицы α - Al_2O_3 (Taimei Chemicals Co., Ltd) имеют более совершенную форму. Следует также отметить, что поверхность частиц порошка α - Al_2O_3 (Taimei Chemicals Co., Ltd) покрыта аморфным слоем Al_2O_3 толщиной ~5-7 нм, а плотность дислокаций - незначительна.

Предложена процедура расчета энергии активации процесса высокоскоростного спекания нано- и ультрадисперсных порошков, основанная на анализе зависимостей скорости усадки от температуры спекания. С использованием разработанной процедуры определены значения энергии активации процесса спекания в условиях квазистационарного и высокоскоростного нагрева. Показано, что в условиях высокоскоростного нагрева наблюдаются низкие значения энергии активации, а сама зависимость энергии активации от скорости нагрева имеет немонотонный характер.

Показано, что в чистой керамике Al_2O_3 без добавления активаторов спекания (традиционно получаемой при температурах более 1700 °С) оптимальная температура ЭИП-спекания может быть снижена до 1250÷1400 °С, что позволяет формировать высокоплотную (плотность $\rho=3.95$ г/см³) однородную структуру с малым размером зерна ($d=100$ -200 нм) и высокими прочностными свойствами (твердость $H_v=20$ -21 ГПа, трещиностойкость $K_{Ic}=4.0$ -4.4 МПа·м^{1/2}).

С использованием методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования построены зависимости плотности от размера зерна и скорости миграции границ зерен. Показано, что зависимость плотности и энергии активации процесса спекания субмикронных порошков Al_2O_3 , содержащих повышенную плотность дислокаций, от скорости миграции границ зерен имеет немонотонный характер. Показано, что немонотонный характер данных зависимостей обусловлен «заметанием» мигрирующими границами зерен дислокаций, расположенных в кристаллической решетке частиц Al_2O_3 .

Описаны результаты исследований возможности повышения характеристик трещиностойкости в нанокompозитах на основе Al_2O_3 за счет введения нанодисперсных частиц (SiC, ZrO_2 , Ti(C,N) и др.), а также оптимизации режимов электроимпульсного плазменного спекания. Показано, что формирование в керамиках на основе оксида алюминия высокоплотной нанокompозиционной структуры с использованием метода ЭИПС позволяет обеспечить одновременное повышение твердости и трещиностойкости.

В работе обсуждаются механизмы ЭИПС оксидных керамик. Показано, что ключевым аспектом в процессе спекания этим методом является возможность обеспечения очень высокой скорости нагрева образцов, при которой принципиальное значение приобретают аспекты, связанные с неравновесным состоянием основных элементов дефектной структуры спекаемых материалов. Установлено, что ключевые особенности процессов эволюции структуры в спекаемых керамиках определяются неравновесным состоянием межзеренных и межфазных границ и, в частности, особенностями их взаимодействия с дефектами кристаллической решетки (вакансиями и дислокациями), а также упрочняющими дисперсными частицами второй фазы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

СТАТИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ

БОНДАРЕВА Е.Н., ТИХОНОВА М.С., БЕЛЯКОВ А.Н.

*Россия, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный
исследовательский
университет», kat_100@list.ru*

Целью данной работы является исследование влияния температуры и истинной степени деформации, а также температуры и длительности последующего отжига на протекание рекристаллизации и на структуру, получающуюся в результате термической обработки.

Материалом исследования была выбрана аустенитная нержавеющая сталь S304H, следующего химического состава: Fe–10%С–18.2%Cr–7.85%Ni–2.24%Cu–0.50%Nb–0.008%В–0.12%N–0.95%Mn–0.10%Si. Предварительная термообработка стали заключалась в нагреве до 1100 °С и выдержке в течение 30 минут с последующей закалкой в воду. Средний размер зерна составил около 7 μm . Часть образцов прямоугольной формы были подвергнуты одноосной осадке с истинной степенью деформации 1,2, другая часть образцов была подвергнута многократной ковке с суммарной истинной степенью деформации 4 при температурах 500, 600, 700 и 800 °С. Многократная ковка осуществлялась с поворотом образца на 90 ° относительно оси деформации при каждом последующем проходе. После деформации каждая группа образцов была отожжена в течение 7,5 – 120 мин при температурах 800 и 1000 °С. Структурные исследования проводились на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 600F методом автоматического анализа дифракции обратных рассеянных электронов. Количественные структурные характеристики были оценены с использованием программного обеспечения OIM (EDAX TSL, ver. 6).

Поведение истинных кривых деформации для однократной и многократной осадок существенно различаются. Для многократнойковки характерно наличие пика

напряжений течения на суммарной кривой напряжение-деформация, с последующим снижением напряжений течения, обусловленным динамической рекристаллизацией. Для однократной осадки характерен постоянный рост истинных напряжений, следовательно, динамическая рекристаллизация не протекает.

В ходе одноосной осадки, независимо от температуры деформации, в образцах была получена структура деформации с зёрнами, вытянутыми в направлении течения материала. Для данной группы образцов признаков протекания динамической рекристаллизации не выявлено. При последующем отжиге при температуре 800 °С зёрна сохраняют вытянутую форму. Т.е. образцы характеризуются протеканием статического возврата независимо от температуры деформации. В образцах, отожжённых при температуре 1000 °С в течении первых нескольких минут протекает статическая рекристаллизация. В результате к 7,5 мин формируется структура, состоящая из равноосных зёрен. Увеличение времени отжига ведет к увеличению размера зёрен. При многократной ковке происходит формирование ультрамелкозернистой структуры в результате протекания динамической рекристаллизации. Последующий отжиг при температуре 800 °С образцов приводит к увеличению размера зёрна. Стоит отметить, что рост зёрен при отжиге происходит значительно быстрее в образцах, деформированных при более низких температурах. При отжиге при температуре 1000 °С формируется структура с большим размером зёрен, но качественно микроструктуры при 800 и при 1000 °С не отличаются.

О ПРЕДЕЛЬНОМ СОПРОТИВЛЕНИИ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

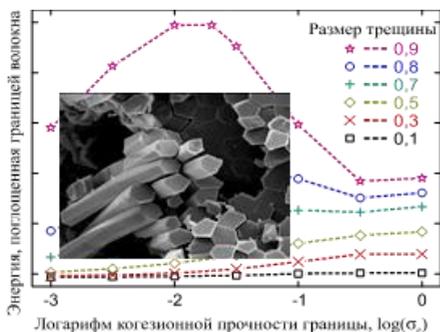
Боровик В.Г.

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ,
г. Киев, Украина, e-mail: v_borovik@inbox.ru*

Важнейшими свойствами конструкционных материалов с точки зрения механики являются модуль упругости, прочность и вязкость разрушения (ВР). Последняя представляет наибольший интерес, т.к. она вместе с размером дефекта определяет прочность материала. Как известно, прочность не является характеристикой того или иного сплава или химического соединения, т.к. она зависит от размера дефекта в конкретном образце материала. Образцы материалов с нано-размерными зёрнами (дефектами) могут показывать высокую прочность, достичь которую в реальных изделиях и, тем более, сохранить её в процессе эксплуатации практически невозможно. Поэтому, наиболее перспективным направлением создания конструкционных материалов считается повышение их ВР, ведущее к снижению хрупкости и склонности к концентрации напряжений.

В связи с этим в последние десятилетия расширяется изучение закономерностей, благодаря которым конструкционные материалы биологического происхождения имеют высокое сопротивление разрушению и являются наилучшими для условий существования организмов. Например, материал раковины моллюска имеют ВР, более чем в 3000 раз превышающую ВР хрупкого кальцита, из которого она состоит на 95%. Разрабатываются искусственные конструкционные материалы нового поколения, а именно однокомпонентные материалы с однонаправленной волокнистой структурой. Они имеют, практически, 100-процентное содержание несущих элементов – волокон – в структуре и поэтому обладают наивысшим потенциалом

прочностных свойств. Наиболее ярким примером является SA-TyrannoHex™ [1], который, практически, на 100% состоит из SiC. Материалы с подобной структурой получают прессованием пучков волокон при их пластическом деформировании. Формоизменение волокон при получении SA-TyrannoHex™ происходит на стадии прессования в стеклообразном состоянии, т.е. до разложения Si-Al-C-O на SiC и CO. Горячим прессованием можно получать аналогичные однокомпонентные материалы из углеродных, полимерных, стеклянных и других волокон, металлической проволоки (см. напр.[2]).



Анализ биологических конструкционных материалов показывает, что их главным признаком, который обеспечивает максимальную ВР, является наличие в представительном объеме материала механизмов неупругого сдвига *только* в направлении максимальных нормальных напряжений. Следствиями этого признака является однонаправленная волокнистая и слоистая структура материала и низкое напряжение неупругого сдвига между несущими элементами структуры (волоконными, слоями). Характерным признаком

биологических конструкционных материалов является также дискретность несущих элементов структуры на различных уровнях иерархии.

В работе установлено, что существует оптимальная когезионная прочность границ между волокнами, при которой поглощается максимальная энергия на начальной стадии разрушения материала (см. рис.) [3]. При этом неупругий сдвиг на границе происходит на расстоянии от трещины в волокне не превышающем, примерно, 28 его радиусов.

1. Ishikawa T. Crack-resistant fiber-bonded ceramic // Adv. Engineering Mater. – 1999. – 1, No 1. – P. 59–61.
2. Боровик В.Г. Григорьев О.Н., Субботин В.Н. Новый конструкционный материал с однонаправленной волокнистой структурой // Порошковая металлургия. – 2012. – No 1/2. – С. 65–74.
3. Borovik A.V., Borovik V.G. Effect of fiber's interfaces cohesive strength in unidirectional fibrous structural material on SIF and fracture energy // Adv. Engineering Mater. – 2014. – 16, No 5. – P. 522–527.

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА

Босин М.Е., Русскин В.М.

Украина, Харьковская гуманитарно-педагогическая академия, bosin@yandex.ru

В качестве объекта исследования был выбран висмут, поскольку его радиоактивные изотопы, образующиеся в результате облучения, не представляют опасности (имеют очень малый период полураспада). Монокристаллы *Bi* выращивались из расплава методом направленной кристаллизации. Из выращенных

кристаллов при $T=77K$ выкалывались по плоскостям спайности (111) образцы с размерами $12 \times 4 \times 5 \text{ мм}^3$, которые далее раскалывались по пл. (111) на две равные части. Одну часть кристалла подвергали нейтронному облучению, другая была контрольной. Образцы облучались в течение одного импульса длительностью $2,5 \cdot 10^{-3} \text{ с}$ с интегральным потоком 10^{15} см^{-2} . Спектр нейтронов в месте облучения был близок к спектру деления. Через 100-150 часов после облучения образцы подвергались циклическому нагружению 4-точечным изгибом вокруг оси $[1\bar{1}0]$ со скоростью увеличения сдвигового напряжения в системе двойникования $\dot{\tau} = 1,1 \text{ МПа/с}$. Один цикл нагружения состоит из приложения сдвига от $\tau = 0$ до $\tau = 20 \text{ МПа}$; быстрой разгрузки до $\tau = 0$ и выдержки в течение 10 минут перед следующим циклом нагружения. В процессе деформации образцов измерялись нагрузка, общая деформация кристалла и смещение двойниковых границ на пл. (111) . Верхняя и нижняя грани образца соответствовали пл. (111) , продольная ось совпадала с $[1\bar{1}2]$. На рис. 1 приведена металлографическая картина участка пл. (111) деформированного образца с двойниковой прослойкой, границы которой отмечены Γ_1 и Γ_2 соответственно. Видно, что интерференционные линии на границах двойник-матрица претерпевают излом и сдвиг, величина которого 0,7, что близко к величине двойникового сдвига для Bi . Облучение практически не повлияло на величину стартового напряжения для движения двойниковых границ ($\tau_c \approx 100 \text{ гс/мм}^2$). Кривые зависимости утолщения двойников от напряжения сдвига в системе двойникования также оказались близкими.

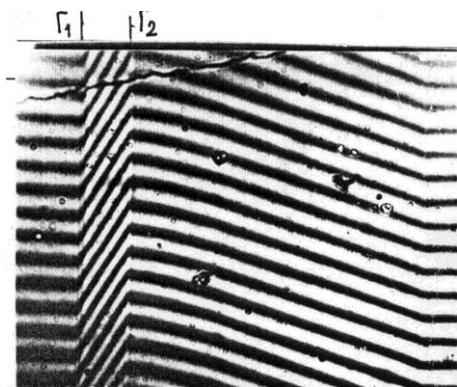


Рис. 1.

Однако в необлучённых образцах упрочнение, накопленное при развитии двойника, неустойчиво. После разгрузки и повторного нагружения до того же напряжения двойниковые границы дополнительно смещаются в сторону матрицы; через 8-10 циклов повторных нагружений размеры двойников стабилизируются. Это явление отсутствует в облучённых кристаллах. На завершающей стадии цикла нагружения при быстрой разгрузке обнаружен эффект упругого раздвойникования, по-разному

протекающий в облучённых и необлучённых образцах. Во-первых, в облучённых образцах величина упругого раздвойникования больше, чем в необлучённых; во-вторых, в необлучённых образцах упругое раздвойникование прекращается сразу же после разгрузки образца, а в облучённых образцах упругое раздвойникование происходит в течение продолжительного времени после разгрузки.

При выбранной ориентации образцов и способе их нагружения сдвиговые компоненты в системе лёгкого скольжения $(111)(1\bar{1}0)$ практически отсутствуют.

При этом в системе двойникования и более трудного вторичного скольжения

$(111)\bar{1}10$ действуют существенные компоненты сдвигового напряжения, которые приводят к образованию и развитию двойников. Наряду с этим в необлучённых образцах наблюдается интенсивное скольжение в двойнике и матрице. В облучённых образцах сопутствующее двойникованию скольжение практически не наблюдается, что свидетельствует о том, что радиационные повреждения тормозят движение полных дислокаций, с чем может быть связан эффект сохранения упрочнения границами двойников в облучённых кристаллах при повторных нагрузках.

ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Бочкарёва А.В.¹, Ли Ю.В.², Баранникова С.А.^{1,2,3}, Зуев Л.Б.^{1,2}

*1- Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
avb@ispms.tsc.ru*

2- Россия, Томский государственный университет,

3- Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет,

В настоящее время алюминиевые сплавы в силу своих прочностных и эксплуатационных характеристик, а также относительной доступности находят широкое применение в различных отраслях промышленности и народного хозяйства [1]. Традиционно считается, что алюминиевые сплавы инертны к коррозионным процессам в силу наличия на поверхности защитного покрытия из оксидной пленки, однако, как показано в работе [2], влияние разрушающих процессов значительно зависит от степени агрессивности окружающей среды, в которой осуществляется эксплуатация объектов. Одновременно с этим важную роль на чувствительность к коррозии играет концентрация легирующих элементов в сплаве, и сплавы с высокой степенью пересыщения твердых растворов. Такими сплавами являются термически упрочняемые сплавы системы Al-Cu-Mg.

Для проведения исследований был выбран дуралюмин марки Д1. Образцы с рабочей частью $6 \times 2 \times 50$ после отжига при $T=340^\circ\text{C}$ в течение часа помещались в электрохимическую трехэлектродную ячейку в 1N раствор серной кислоты с добавлением тиомочевины в концентрации 20 мг/л для стимулирования процесса при температуре 323 К. С помощью потенциостата-гальваностата IPC-Compass контролировался и регулировался постоянный относительный потенциал $U = -430$ мВ. Дальнейшие исследования влияния процесса наводороживания на механические характеристики сплава Д1 проводились непосредственно сразу же после изъятия образца из трехэлектродной электрохимической ячейки.

Механические испытания проводились по схеме одноосного растяжения при комнатной температуре с использованием универсальной машины Walter+Bai со скоростью $6,67 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$. Кривые нагружения сплава Д1 до насыщения водородом и после изъятия сплава из электрохимической ячейки представлены на рисунке 1. Диаграммы нагружения сплава Д1 в исходном состоянии и после электролитического наводороживания в течение 96 часов отчетливо показывают, что, несмотря на то, что прочностные характеристики исследуемого материала остались неизменными, его пластичность снизилась значительно. Относительное удлинение до разрыва наводороженного образца уменьшилось по сравнению с исходным состоянием на 15%. Важно отметить, что подобное воздействие на исходные образцы в течение 24 часов не показало каких-либо изменений на диаграмме нагружения.

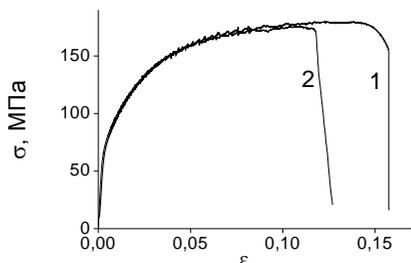


Рисунок 1 – кривая нагружения сплава Д1 в исходном состоянии (1) и после его насыщения водородом в течение 96 часов в электрохимической ячейке (2).

сплавов системы Al-Cu-Mg и играет определенную роль и в процессе их коррозионного растрескивания, хотя однозначно механизм охрупчивания, идентичный тому, который имеет место при предварительном наводороживании в течение 24 часов, не установлен. Различие в характере разрушения при наводороживании и коррозионном растрескивании приводит к заключению о существенной разнице в механизмах водородного охрупчивания и коррозионного растрескивания алюминиевых сплавов.

1. Семенова, И.В. Коррозия и защита от коррозии/ И.В. Семенова, Г.М. Флорианович, А.В. Хорошилов. - М.: Физмалит, 2002. – 335 с.

2. Nykyforchyn, H.M., Ostash O.P., Tsyryl'nyk O.T., Andreiko I.M., Holovatyuk Yu.V. Electrochemical evaluation of the in-service degradation of an aircraft aluminum alloy/ H.M. Nykyforchyn, O.P. Ostash, O.T. Tsyryl'nyk et al. // Materials Science. – 2008. – Vol. 44, №2. – P.254–259

ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ СЛОЖНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Бурцев А.А., Антонов Д.Н., Бухаров Д.Н., Бутковский О.Я.

Россия, Владимирский Государственный Университет имени А.Г. и Н.Г.

Столетовых, факультет прикладной математики и физики,

e-mail: murrkiss2009@yandex.ru

В настоящее время считается, что наиболее перспективные технологии получения органических и неорганических материалов с новыми ранее недоступными характеристиками будут основываться на процессах самоорганизации наночастиц. Это обусловлено уникальными характеристиками индивидуальных наночастиц, а также возможностью модификации формы и свойств их поверхности для управления взаимодействием, определяющим в процессе самоорганизации архитектуру ансамбля наночастиц [1]. Исследование процессов самоорганизации при кристаллизации из капли раствора и исследование структур, образующихся из неравновесного расплава, может развить и углубить существующие теоретические представления и открыть новые возможности в прикладных исследованиях.

В отличие от исходного состояния, в образцах, насыщенных водородом в течение 96 часов, разрушение происходит без образования шейки. Понижение пластичности и переход к хрупкому разрушению в образцах сплава Д1, насыщенных водородом в течение 96 часов может быть связан с образованием гидридов [2].

Таким образом, установлено, что водород, образующийся в результате электрохимических реакций, участвует в процессе коррозионного растрескивания алюминиевых

Высыхающая капля наноразмерного объема представляет собой диссипативную структуру в открытой системе в изменяющемся объеме которой происходят процессы самоорганизации растворенных веществ по мере испарения растворителя. Капля является реактором, в котором происходит физико-химический процесс кристаллизации или осаждения растворенного вещества с образованием твердой фазы с определенной морфологией на подложке [2]. Аналогичные сложные кристаллические структуры возникают при воздействии лазерного излучения на поверхность металлов. Наибольший интерес вызывает то, что данные структуры (дендритные кристаллы) и в случае раствора, и в случае расплава, распределены по краю капли или области воздействия лазера соответственно.

В данной работе проведены исследования процессов самоорганизации при кристаллизации раствора щелочи гидроксида натрия (NaOH) при высыхании капель наноразмерного объема на стеклянной подложке. А также анализ кристаллических структур, полученных при воздействии импульсного лазера с длиной волны $\lambda=1,06$ мкм и диаметром пятна $D=1,6$ мм (энергия импульса $E_p \approx 2$ Дж, длительность импульса t менялась в диапазоне 5 – 25 мс). Проведено описание кристаллизации с помощью клеточных автоматов. По существу клеточные автоматы являются синтетическими мирами, поведение которых большей частью определяется простыми локально действующими правилами [3, 4]. В качестве моделей рассмотрены классический автомат Дж. Конвея «Жизнь» и построение фрактальных кластеров по методу DLA (диффузионное локальное осаждение) [5].

Литература

1. Алфимов М.В., Кадушников Р.М., Штуркин Н.А., Алиевский В.М., Лебедев-Степанов П.В. Имитационное моделирование процессов самоорганизации наночастиц. // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. - №1-2. – С. 127-133.
2. Андреева Л.В., Новоселова А.С., Лебедев-Степанов П.В., Иванов Д.А., Кошкин А.В., Петров А.Н., Алфимов М.В. “Закономерности кристаллизации растворенных веществ из микрокапли” // ЖТФ. – 2007. – V. 77. – № 2. – С. 22-30.
3. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах. От диссипативных структур к упорядоченности через флуктуации. М.: Мир, 1979. 512с., ил.
4. Хакен Г. Синергетика. Пер. с англ. — М.: Мир, 1980. 405с., ил.
5. Безносюк С.А., Лерх Я.В., Жуковская Т.М. Компьютерное моделирование самоорганизации фрактальных кластерных нанодендритов // ПОЛЗУНОВСКИЙ ВЕСТНИК - № 4. – 2005. - С 143-151.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТАРЕНИЯ НА СТРЕСС-КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Бутусова Е.Н., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Чегуров М.К., Мелехин Н.В., Болдин М.С., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С., Степанов С.П., Котков Д.Н.,
Вирясова Н.Н., Козлова Н.А.

*Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nohrin@nifti.unn.ru*

В работе описаны результаты экспериментальных исследований процессов коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) и коррозионно-усталостного разрушения низколегированных трубных сталей. Для проведения исследований отбирались стали, имеющие одинаковый химический состав (одну марку стали:

17Г1СУ, 10Г2ФБ) и одинаковые стандартные параметры феррито-перлитной структуры (размер зерна, балл феррито-перлитной полосчатости, загрязненность по неметаллическим включениям). Структурное состояние сталей варьировалось путем изменения объемной доли частиц карбидов, выделившихся по границам зерен феррита в процессе эксплуатации. Исследовались стали в исходном состоянии с малой объемной долей выделившихся карбидов (состояние S_1), состаренные стали, в которых большая часть границ зерен была занята выделившимися частицами карбидов (S_3), а также стали в «промежуточном» состоянии (S_2).

Уровень старения трубных сталей оценивался с помощью методики релаксационных испытаний на основании анализа результатов измерений величины предела макроупругости (σ_0) и его сравнения с величиной σ_0 стали в состоянии поставки и в полностью состаренном состоянии.

Для исследования коррозионно-усталостных свойств использовался лабораторный комплекс, позволяющий проводить испытания образцов по схеме «консольный изгиб». Испытания плоских образцов проводились в 3%-ном водном растворе NaCl при частоте 50 Гц. Фиксировалось число циклов до зарождения трещины N_0 , число циклов до разрушения N_{\max} , а также длина трещины $L_{тр}$ в каждый момент времени. Амплитуда прикладываемого напряжения не превышала предела прочности.

Испытания на зарождение трещин КРН проводились по схеме «трехточечный изгиб» в кипящем водном растворе нитрата кальция с добавлением аммиачной селитры, в которых фиксировалось время инкубационного периода $\tau_{инк}$ при заданном уровне напряжения (σ). Испытания проводились в интервале напряжений до предела прочности. На основе анализа полученных результатов определялось пороговое разрушающее напряжение КРН ($\sigma_{крн}$) – максимальное напряжение, при котором растрескивания образцов не происходит за выбранную базу испытаний.

Показано, что при напряжениях больших предела макроупругости ($\sigma > \sigma_0$) наблюдается монотонное увеличение $\tau_{инк}$ с уменьшением σ . При асимптотическом приближении к σ_0 наблюдается резкое увеличение $\tau_{инк}$ - время инкубационного периода при $\sigma \leq \sigma_0$ становится больше выбранной базы испытания и образцы не разрушаются. Это дает основание полагать, что σ_0 является пороговым напряжением для процессов КРН трубных сталей ($\sigma_0 = \sigma_{крн}$) и растрескивание происходит в только области микропластической деформации. Установлено, что зависимость $\tau_{инк}(\sigma)$ имеет экспоненциальный характер: в области напряжений $\sigma > \sigma_0$ зависимость $\tau_{инк}(\sigma)$ в полулогарифмических координатах $\ln \tau_{инк} - \sigma$ может быть экстраполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала и времени эксплуатации (уровня старения). Показано, что величина $\tau_{инк}$ зависит от параметров структуры стали. Установлено, что одним из ключевых структурных факторов, определяющих склонность стали к КРН является наличие, размер, объемная доля и характер пространственного распределения частиц карбидов. Установлено, что с увеличением объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита, наблюдается уменьшение $\tau_{инк}$ и $\sigma_{крн}$.

Коррозионно-усталостные испытания показывает, что угол наклона зависимости $N_0(\sigma_a)$ в полулогарифмических координатах зависит от структурного состояния материала. Увеличение объемной доли частиц структурно-свободного цементита, выделившихся по границам зерен феррита в процессе длительной эксплуатации, приводит к увеличению угла наклона зависимости $N_0(\sigma)$ и уменьшению числа циклов до зарождения трещин N_0 при заданной амплитуде напряжения. Зависимость $V_{тр}(\sigma)$, имеет двухстадийный характер: на первой стадии наблюдается медленный рост

трещины с увеличением приложенного напряжения, а на второй стадии – быстрое разрушение стали при незначительном увеличении σ . Показано, что значения $V_{тр}$ и N_0 зависят от уровня старения стали - увеличение объемной доли частиц цементита, выделившихся в по границам зерен феррита, приводит к уменьшению N_0 и к существенному повышению $V_{тр}$.

Предложена модель зарождения трещины КРН, на основе которой проанализировано влияние уровня старения на время инкубационного периода КРН. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

СИНТЕЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ Ti_3SiC_2

Вадченко С.Г., Сычев А.Е., Ковалев Д.Ю., Щукин А.С., Коновалихин С.В.

Россия, Институт структурной макрокINETИКИ и проблем материаловедения РАН, vadchenko@ism.ac.ru

Методом СВС проведен синтез из элементов металлокерамического материала на основе Ti_3SiC_2 и исследованы процессы его фазо- и структурообразования. В результате горения реакционной порошковой смеси $3Ti-Si-2C$ происходит формирование многофазного материала. РФА продуктов синтеза показывает наличие трех фаз - Ti_3SiC_2 , TiC и $TiSi_2$ (Рис.1). Максимальное содержание МАХ-фазы Ti_3SiC_2 составило 90% вес. На основе данных времяразрешающей рентгеновской дифракции и структуры материала предложен механизм формирования материала, связанный с взаимодействием карбида титана и расплава на основе $Ti-Si$. Наблюдаемая слоистость на уровне кристаллической структуры приводит к выраженному наноламинатному строению зерен Ti_3SiC_2 (Рис.2). Характер границы раздела между зёрнами карбида титана и ламинатных пластин Ti_3SiC_2 позволяет предположить, что образование зародышей и рост Ti_3SiC_2 происходит границе раздела расплава $Ti-Si-C$ и зерен TiC . Квантово химические расчёты и кристаллохимическое моделирование подтверждают сделанное предположение. Микротвердость композиционного материала варьируется в пределах 460-1000 кг\мм². Сделан вывод, что использование метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза может быть эффективно использовано для создания технологии получения соединений на основе МАХ-фазы.

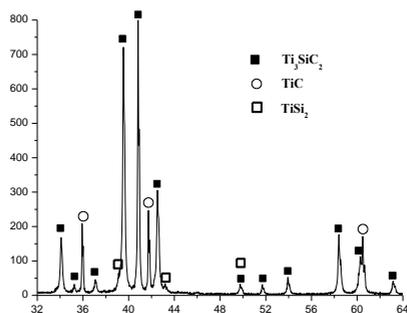


Рис.1 Участок рентгенограммы продуктов горения смеси $3Ti+Si+2C$

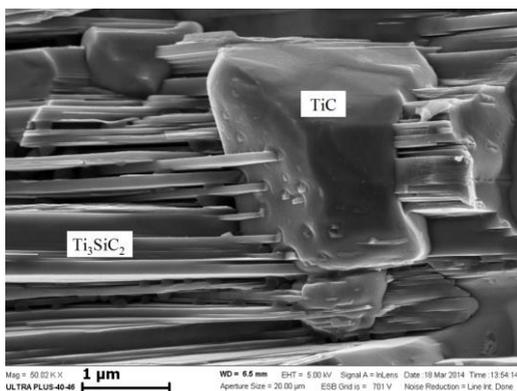


Рис.2 Микроструктура продукта, полученного при горении смеси 3Ti-Si-2C

Работа выполнена в рамках проекта Программы Президиума РАН №26 "Горение и взрыв".

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ АЛЮМОИТТРИЕВОГО СВЯЗУЮЩЕГО

ВАРФОЛОМЕЕВ М.С.¹, МОИСЕЕВ В.С.¹, ЩЕРБАКОВА Г.И.²

¹Россия, ФГБОУ ВПО «МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского», E-mail: varfolom2a@rambler.ru

²Россия, ГНЦ РФ ФГУП «Государственный научно-исследовательский институт химии и технологии элементоорганических соединений», E-mail: galina7479@mail.ru

В ГНЦ РФ «ГНИИХТЭОС» разработаны методы получения компонентов керамокомпозитов оксидного состава (Al_2O_3 , $Al_2O_3-SiO_2$, $Al_2O_3-Y_2O_3$): связующие, пропиточные композиции, керамические нанопорошки на основе керамообразующих элементоорганических олигомеров (органоалюмоксанов, органоалюмоксансилоксанов, органоиттрийоксаналюмоксанов) [1-2].

Растворы иттрийсодержащих органоалюмоксанов были использованы в качестве связующих материалов для изготовления образцов керамических форм для прецизионного литья деталей из титановых сплавов. Они представляют собой прозрачные спиртовые жидкости от светло-желтого до оранжевого цвета, которые отверждаются на воздухе в течение 1-2 часов при комнатной температуре. Достоинством алюмоиттриевого связующего является то, что оно представляет собой готовое спиртовое связующее, не требующее какой-либо другой доработки.

Керамическую суспензию изготавливали по традиционной технологии литья по выплавляемым моделям на основе алюмоиттриевого связующего и мелкодисперсного электрокорунда. Керамические образцы формировали на восковой восьмигнездной модельной пластине с размерами получаемого образца 50x20x5 мм. путем окунания ее в суспензию с последующей обсыпкой зернистым электрокорундом и сушкой каждого слоя во влажной камере. На восковую модель наносили от 5 до 7 слоев суспензии.

После нанесения всех керамических слоев, восковой состав выплавляли в горячей воде, а полученные образцы керамических пластин испытывали на прочность на

статический изгиб с помощью универсальной испытательной машины Instron 5982 с расстоянием между опорами 30 мм. Результаты проведенных испытаний представлены на графике рис. 1.

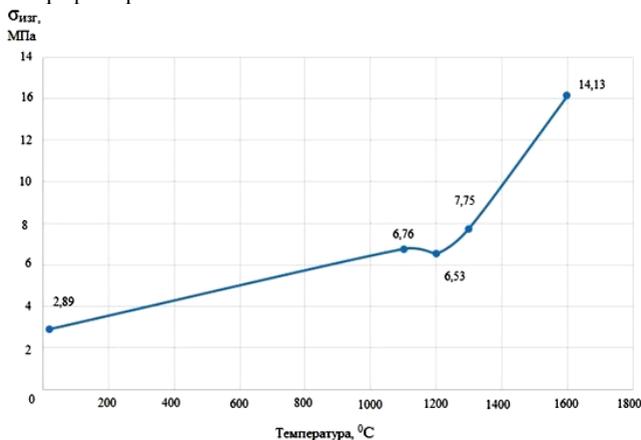


Рис. 1. Прочность керамических образцов на изгиб при различных температурах

Термообработку керамических образцов проводили при различных температурах (900, 1000, 1100, 1200, 1300, 1500). Установлено, что с повышением температуры прочность экспериментальных образцов значительно увеличивается.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках выполнения базовой части Государственного задания при проведении научно-исследовательских работ (код проекта 3087).

1. Пат. РФ 2451687 27.05.2012 Бюл. № 15. Способ получения иттрийсодержащих органоалюмоксанов / Г.И. Щербакова, П.А. Стороженко, Н.Б. Кутинова, М.С. Варфоломеев, Д.В. Сидоров, Н.С. Кривцова.

2. Пат. РФ 2453550 20.06.2012 Бюл. № 17. Способ получения иттрийсодержащих органоалюмоксаносилоксанов, связующие и пропиточные композиции на их основе / Г.И. Щербакова, П.А. Стороженко, Н.Б. Кутинова М.С. Варфоломеев, Д.В. Сидоров, Н.С. Кривцова.

РАСЧЕТ ФРАГМЕНТА ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ Fe-Cr И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ СПЛАВОВ

ВАСИЛЬЕВ Д.А. УДОВСКИЙ А.Л.

Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им.А.А. Байкова, РАН
vasilyev-d@yandex.ru; udovsky@imet.ac.ru

Несмотря на то, что аустенитные, ферритные и дуплексные стали успешно применяются в различных отраслях промышленности; система Fe-Cr, которая является базовой для этих сталей, находится под пристальным вниманием исследователей всего мира. Это связано с тем, что система Fe-Cr является модельной системой для ферритных сталей, которые рассматриваются как наиболее перспективные материалы для работы в качестве оболочек ТВЭЛов в реакторах нового поколения.

Для моделирования ОЦК растворов системы Fe-Cr была применена физико-эмпирическая модель [1]. В качестве входных параметров для этой модели были использованы физические свойства: линейные коэффициенты термического расширения Fe и Cr; энтальпия образования ОЦК сплавов, полученная с помощью квантово-механических расчетов; концентрационные зависимости температуры Дебая, Нееля, и Кюри; коэффициенты электронной теплоемкости; средний магнитный момент. После оптимизации входных данных была получена энергия смешения Гиббса и были рассчитаны границы растворимости и спинодаль ОЦК растворов системы Fe-Cr, см. рис. 1.

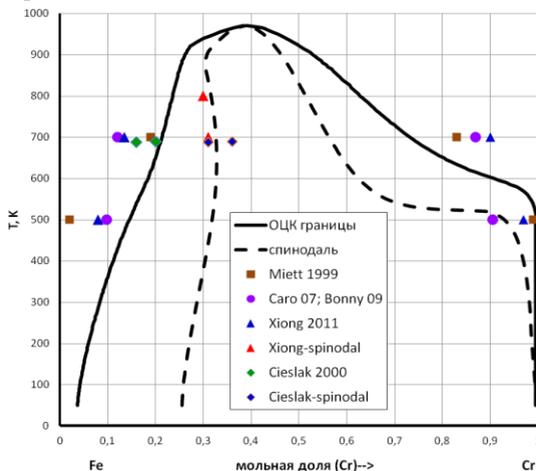


Рис. 1. Рассчитанный фрагмент диаграммы состояния системы Fe-Cr и спинодаль для ОЦК сплавов в сравнении с экспериментальными данными

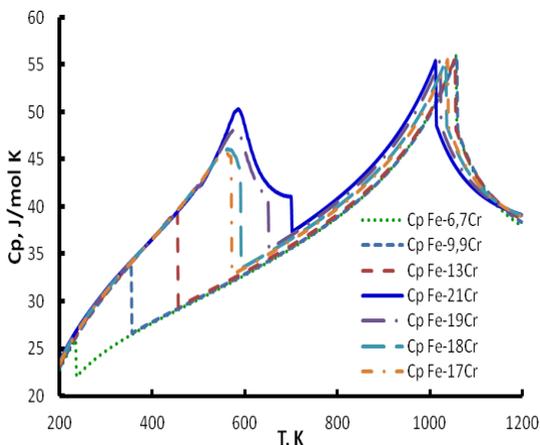


Рис. 2. Рассчитанные значения изобарической теплоемкости ОЦК сплавов системы Fe-Cr

После расчета равновесных фазовых границ ОЦК растворов были рассчитаны концентрационные зависимости изобарических теплоемкостей ($C_p(T)$) для сплавов различных составов, см. рис. 2, по формулам взятым из работы [2]. Следует отметить, что, вследствие вялотекущего процесса диффузии при низких температурах, очень сложно экспериментально определить концентрации выделившихся фаз. В работе [3] показано, что при $T=773\text{K}$ время выдержки сплавов должно быть не менее 1067 часов. Результаты расчетов могут быть рекомендованы экспериментаторам для проведения лабораторных экспериментов по определению фазовых границ и $C_p(T)$.

Исследования поддержаны РФФИ № 09-03-00983-а 13-03-00462 и ОХНМ-02 (2013-2014).

Литература:

1. Удовский А.Л., Васильев Д.А. Применение физических моделей для компьютерного моделирования термодинамических свойств и фазовых равновесий ОЦК растворов системы Fe-Cr //Вестник НовГУ, г. Великий Новгород, 2013, №73, т.2, стр. 51-56.
2. Удовский А.Л. Моделирование на ЭВМ фазовых диаграмм, термодинамических свойств и структуры многокомпонентных систем //Изв. АН СССР. Металлы. 1990. №2. С. 136-157.
3. Novy S. et al. Atomic scale analysis and phase separation understanding in a thermally aged Fe-20at.%Cr alloy//Journal of Nuclear Materials, 384, 2009, p. 96-102.

ВЛИЯНИЕ ОКСИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ 3D-МЕТАЛЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ ФЕРРИТА ВИСМУТА

ВЕРБЕНКО И.А., САДЫКОВА Х.А., ШИЛКИНОЙ Л.А., АБУБАКАРОВА А.Г.,
КОНСТАНТИНОВА Г.М., ДУДКИНОЙ С.И., РЕЗНИЧЕНКО Л.А.

*Россия, НИИ физики Южного федерального университета
ilich001@yandex.ru*

ViFeO_3 , благодаря высоким значениям температур сегнетоэлектрического (СЭ) ($T_c \sim 1083\text{K}$) и магнитного ($T_N \sim 643\text{K}$) упорядочений, считается удобным объектом для создания магнитоэлектрических материалов. Однако, уровень магнитоэлектрических свойств в нём не столь высок, что обусловлено, с одной стороны, особенностями магнитной и кристаллической структур, а с другой, - большой разницей между температурами антиферромагнитного и СЭ фазовых переходов. Кроме того, установлено, что ViFeO_3 является термодинамически не устойчивым соединением при температурах необходимых для синтеза твердофазным методом. Несмотря на многочисленные попытки, синтезировать термически устойчивый порошок, пригодный для спекания плотной керамики, до настоящего времени не удаётся. Одним из путей, позволяющих стабилизировать ViFeO_3 и оптимизировать его свойства, является введение модификаторов. Настоящая работа посвящена исследованию влияния оксидов переходных 3d металлов на формирование феррита висмута.

Все образцы получены твердофазным методом из оксидов Vi_2O_3 , MnO_2 , CoO , NiO , CuO , ZnO квалификации не ниже «ч.д.а.». Температуру синтеза подбирали в интервале $T_{\text{синт.}} = (750\div 830)^\circ\text{C}$, выдержка составляла 10 ч.

Заметно, что с увеличением радиуса М-катионов от Mn к Ti размеры кристаллитов (зёрен) уменьшаются, а затем от Nb к Zn резко возрастают. Видно, что, если в случае модифицирования соединениями высокозарядных ионов (MnO_2 ; TiO_2 ; Nb_2O_5) сколы керамики проходят как по границам, так и по зернам, то при введении оксидов NiO ; CoO ; ZnO сколы формируются исключительно по межзёрнным границам. Наблюдаемое, очевидно, свидетельствует о более полном встраивании высокозарядных малоразмерных ионов в структуру феррита висмута и, как следствие, более высокой прочности межзёрнных границ. Крупные низкозарядные элементы, по-видимому, частично не входят в структуру, образуя микропримеси на границах кристаллитов и ослабляя их спайность.

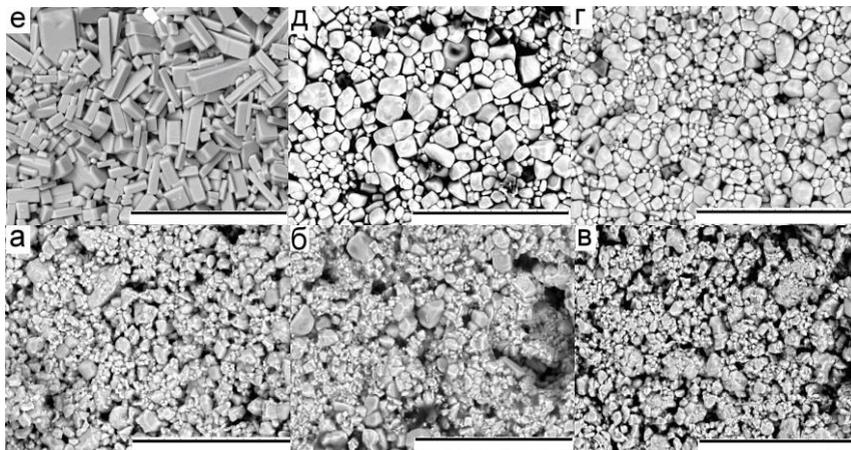


Рис. 1. Микрофотографии сколов модифицированных керамик на основе феррита висмута (а - MnO_2 ; б - TiO_2 ; в - Nb_2O_5 ; г - NiO ; д - CoO ; е - ZnO).

При полном встраивании в решётку многозарядных элементов (Mn, Ti, Nb) с валентностью ($4+$, $5+$), превышающей валентность Fe^{3+} , реализуется следующая схема модифицирования: $BiFe_xMn(Ti)_xO_{3+x/2}$, $BiFe_{1-x}Nb_xO_{3+x}$ с избытком кислорода. Последний, может распределяться в высокосимметричных междоузлиях, если степень нестехиометричности низкая. При высокой – избыток междоузельных анионов, упорядочиваясь, скапливается на определённых кристаллографических плоскостях, образуя кластеры Уиллиса различного типа (комбинаций разного соотношения вакансий и междоузлий), сращенные когерентно с исходной матрицей. В обоих случаях структура ужестчается, с чем, по-видимому, и связано измельчение зёрненного ландшафта. Существенные отличия микроструктуры $BiFeO_3$, модифицированного ZnO (правильная, сильно анизотропная форма кристаллитов), вероятно, могут быть связаны с направленным ростом зёрен вследствие внедрения Zn^{2+} в тетраэдрические пустоты вдоль направлений кристаллографического сдвига.

Результаты, полученные в данной работе, необходимо учитывать при разработке новых мультиферроидных материалов для применений в спинтронике.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АКРИЛАТНЫХ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ В ИХ СОСТАВ МАЛЫХ ДОБАВОК (МЕТ)АКРИЛАТОВ С ОБЪЕМНЫМИ СПИРТОВЫМИ ГРУППАМИ

ВЕРХОВЫХ Р.А., ДОДОНОВ В.А., ГУЩИН А.В.

Россия, ННГУ им. Н.И. Лобачевского, roman-verkhovyykh@yandex.ru

Двухкомпонентные адгезивы, включающие компонент 1 – акрилатная клеевая основа, компонент 2 – отвердитель: комплекс триалкилборана с гексаметилендиамином, впервые решили проблему склеивания термопластов с низкой поверхностной энергией без предварительной обработки склеиваемых поверхностей при комнатной температуре. Клеевые композиции данного типа все более широко используются в автомобильной, авиационной и других отраслях промышленности.

Акрилатная клеевая основа представляет собой слегка желтоватый вязкий продукт, в состав которого входит смесь (мет)акрилатов, загустителя, наполнителя, ингибитора, активатора и др. Варьирование соотношений перечисленных типов компонентов позволяет изменять физико-механические свойства как неотвержденной композиции, так и отвержденного клеевого шва, что расширяет область применения при разработке композиционных изделий и деталей, а также и в самом процессе склеивания.

Отвердителем, по сути, является система триалкилбран-кислород воздуха, которая способна генерировать как углерод-, так и кислородцентрированные радикалы. Последние отвечают за процесс химической прививки (сшивки) клеевой композиции к поверхности полимера. Следует отметить, что реакция проходит в адсорбционном слое на поверхности субстрата.

Введение в акрилатную клеевую основу малых добавок (мет)акрилатов с объемными спиртовыми группами позволяет увеличить начальный период отверждения (полимеризации) акрилатной клеевой композиции, тем самым улучшить химическую прививку композиции к поверхности пластика. В качестве подбных сомономеров в данной работе использовались *n*-хлорфенилметакрилат, β -нафтилакрилат, изоборнилакрилат, адамантилакрилат. Введение данных добавок в количествах от 0,5 до 2 % масс. позволило увеличить прочность клеевого соединения для поливинилхлорида с 7,0 до 8,6 МПа, для полипропилена с 8,0 до 11,2 МПа.

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВ $ZrO_2+12\text{МОЛЬ.}\%CeO_2$, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО ПИРОЛИЗА

Виноградов Л.В.², Антипов В.И.², Колмаков А.Г.², Просвирнин Д.В.²,
Баранов Е.Е.², Лещинская К.В.², Хейфец М.Л.³, Клименко С.А.¹, Копейкина М.Ю.¹

¹ - *Институт сверхтвердых материалов им. В.М.Бакуля НАН;*

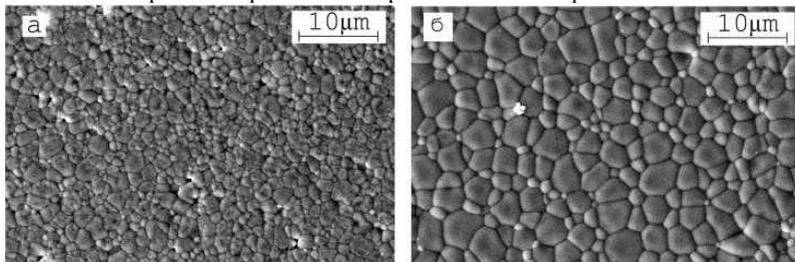
² - *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
Москва, Россия, imetran@yandex.ru*

³ - *Беларусь, Президиум НАН Беларуси*

Представлены результаты лабораторных исследований субмикронных неагломерирующихся порошков состава $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$, синтезированных методом ультразвукового распылительного пиролиза. Порошки обладают нанофрагментарной внутренней структурой, повышающей их активности при

спекании. Свойства керамических образцов, спечённых из аэрозольных порошков, близки аналогичным характеристикам циркониево- иттриевой керамики из ультрадисперсных порошков. Материал из новых порошков обладает повышенной стойкостью при работе в горячих растворах, что делает его чрезвычайно привлекательным для использования в дентальной имплантологии.

В настоящем исследовании предпринята попытка получения субмикронных нано- структурированных керамических порошков состава $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$ методом ультразвукового распылительного пиролиза жидких аэрозолей, который позволяет синтезировать порошки без образования агломератов.



а) - 1450°C,

б) - 1550°C.

Рис. 1. Микроструктура спеченных образцов керамики $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$, при температурах спекания

На рис. 1 представлена микроструктура керамических образцов, спеченных из аэрозольных порошков $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$. Она характеризуется однородным распределением равноосных зерен с невысоким разбросом их по размерам. В образце, спеченном при 1450°C, ещё наблюдается наличие остаточных пор, о чём свидетельствует и сравнительно невысокая плотность материала в таких образцах.

Наилучшие механические свойства продемонстрировали образцы из керамики, спеченной при температуре 1550°C. Средний предел прочности материала в таких образцах составил 683 МПа, а трещиностойкость $K=12,7$ МПа·м^{1/2}. Полученные в ходе проведенных исследований данные о технологических особенностях, структуре и механических характеристиках новой керамики, спечённой на основе аэрозольных порошков состава $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$, свидетельствуют о достаточно высоком уровне достигнутых свойств. Механические характеристики нового материала, сопоставимы с аналогичными характеристиками и структурой уже компактного материала. В то же время, получение керамики из аэрозольных порошков не требует применения специальных дорогостоящих методов компактирования, позволяя ограничиться традиционными способами порошковой технологии. Кроме того, из технологической цепочки полностью исключаются дорогостоящие операции предварительной подготовки порошкового сырья. Обращая внимание на положительные технологические возможности, открывающиеся при работе с новыми порошками, а также, учитывая высокие свойства керамики, получаемой на их основе, можно заключить, что аэрозольные наноструктурные порошки $ZrO_2+12\text{моль.}\%CeO_2$ являются весьма перспективным сырьевым материалом для создания высококачественной стоматологической керамики.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПЛАСТИН ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1151АТ ТОЛЩИНОЙ 3 ММ

ВИНОКУРОВ Н.В., КАМЕНЕВА А.Л.

Россия, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, nikolay.vinokurov.pnpru@gmail.com, annkam789@mail.ru

Сварка трением с перемешиванием является процессом соединения или сварки в твердом состоянии. В процессе сварки трением с перемешиванием вращающийся инструмент, содержащий наконечник и опорный бурт, внедряется или, вернее, погружается между двумя свариваемыми образцами, генерируя тепло за счет трения. При достижении нагрева требуемого уровня, инструмент перемещается вдоль места соединения. Доведенный до пластичного состояния основной материал проходит вокруг инструмента, где он уплотняется в результате действия силы, приложенной опорным буртом инструмента.

Цель разработки заключалась в достижении необходимых прочностных характеристик сварного шва, удовлетворяющих требованиям ТУ08.018 (предел прочности должен быть не менее 80% от прочности основного материала), испытаниях образцов при ротационной вытяжке и в дальнейшем изготовлении носка воздухозаборника мотогондолы двигателя ПД-14.

Тестовые образцы из жаропрочного алюминиевого сплава 1151АТ, применяемого в отечественном авиастроении при изготовлении деталей газотурбинных двигателей (ГТД) и газотурбинных установок (ГТУ). Для сварки трением с перемешиванием (СТП) тестовых образцов использовали специализированную исследовательскую установку I-Stir PDS5 (MTS, США).

Для отработки технологии СТП применяли листовой материал толщиной 3 мм, закаленный и естественно состаренный со следующими характеристиками: $\sigma_b=420$ МПа, $\sigma_{0,2}=330$ МПа, $\delta=13-17$ %.

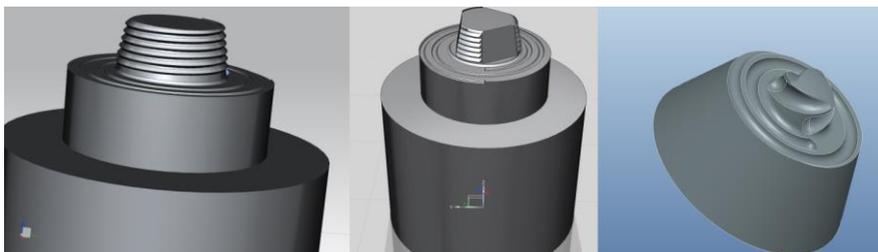


Рис.1 - Инструмент для СТП: а) усеченный конус с мелкой однозаходной резьбой; б) усеченный конус с фасками на конической поверхности; в) инструмент в форме усеченного конуса с тремя крупными резьбовыми насечками

Для сварки использовали инструмент из инструментальной стали с различными конструктивными особенностями:

- Первый тип в виде усеченного конуса с однозаходной мелкой резьбой (рис.1 а);
- Второй тип с левой резьбой на наконечнике - для перемещения расплава металла вниз к корню шва, тремя фасками на наконечнике - для увеличения трения, лучшего перемешивания материала, уплотнения шва и спиральной канавкой на опорном бурте

- предотвращения появления излишнего облоя при положительном вращении металла к наконечнику (рис.1 б);

- Третий тип в форме усеченного конуса с тремя крупными резьбовыми насечками (рис.1 в).

В процессе разработки были установлены режимы сварки, обеспечивающие качество сварного соединения в соответствии с ТУ08.018:

- для первого типа инструмента - скорость продольной подачи $v=300$ мм/мин, частота вращения шпинделя $\omega=1000$ об/мин, угол наклона инструмента относительно нормали $\alpha=1,5^\circ$;

- для второго типа инструмента - $v=280$ мм/мин, $\omega=500$ об/мин, $\alpha=1,5^\circ$.

Для определения прочностных характеристик были изготовлены образцы по ГОСТ 6996-66. Испытания на разрыв при нормальной температуре показали, что прочность сварного шва $\geq 80\%$ от прочности основного металла, что удовлетворяет требованиям ТУ08.018. Всего при выполнении работ было сварено свыше 15 метров шва, проведено более шестидесяти испытаний на прочность, апробированы несколько технологических схем сварки и три различных инструмента. В таблице 1 приведены некоторые результаты механических испытаний.

Таблица 1. Результаты механических испытаний сварных швов

Тип образцов	Макс. нагрузка (кН)	Макс. напряжение при растяжении (МПа)	Макс. деформация при растяжении (%)
Основной материал	16,16451	418,27118	19,61970
	16,09921	416,58151	16,11051
	15,91205	411,33417	14,15612
Инструмент (б)	8,81009	326,29967	2,95719
	9,21336	348,72004	4,47366
	9,36601	346,88922	4,37545
Инструмент (в)	9,62986	336,76957	8,19335
	9,69467	344,59395	6,51899
	9,65689	339,25133	6,71488

Как видно из таблицы 1, инструмент третьего типа дает лучшее относительное удлинение при большей нагрузке. Благодаря такой конструкции, режимы сварки значительно ниже, чем для инструмента второго типа, что снижает температуру сварки и препятствует росту зерен.

Исследование микроструктуры не выявило наличие пор и включений (рис.2, а), структура шва мелкозернистая и соответствуют основному материалу (рис. 2, б). Характер разрушения вязкий.

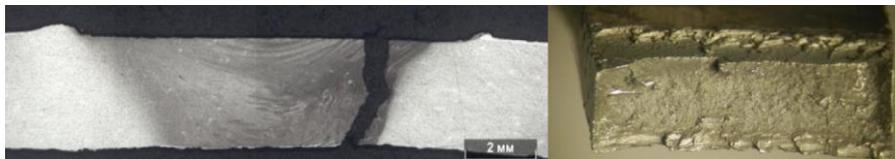


Рис. 2. а) Микроструктура сварного шва; б) Вид на излом по месту разрушения образца

Разрыв сварного шва в 90% происходил по границе зоны термического и термомеханического влияния. Это происходит из-за различной структуры материала, а также из-за небольшого утонения материала в месте приложения силы опорным буртом инструмента.

Испытания образцов 400x400 мм ротационной вытяжкой показали, что использование СТП принципиально возможно, но необходимы дальнейшие испытания на образцах в натуральную величину.

Работа выполнена в ФГБОУ ВПО «ПНИПУ» при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (договор №02.G25.31.0016) в рамках реализации Постановления Правительства РФ №218 «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства». Эксперименты проведены в лаборатории кафедры «Инновационные технологии машиностроения» ФГБОУ ВПО ПНИПУ.

ИЗУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НАНОАЛМАЗНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

Витязь П.А.¹, Сеньют В.Т.¹, Хейфец М.Л.², Гайко В.А.² Колмаков А.Г.³,
Клименко С.А.⁴

¹Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, vsenyut@tut.by

²Беларусь, ГНПО «Центр» НАН Беларуси, mlk@mail.ru

Россия, ³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, kolmakov@imet.ac.ru

Украина, ⁴Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, atmu@ism.kiev.ua

Известно, что уровень физико-механических свойств поликристаллических алмазных материалов наряду с фазовым составом определяется их зерненной структурой [1]. По сравнению с микроструктурными алмазными материалами поликристаллы, полученные на основе нанопорошков алмаза, либо на основе композиций, включающих алмазные нано-, субмикро- и микропорошки, будут обладать улучшенными физико-механическими характеристиками, в том числе и более высокой пластичностью. Поэтому разработка методов получения наноструктурных алмазных поликристаллов является весьма актуальной задачей. Для решения указанной задачи в качестве исходного материала могут применяться наноалмазы детонационного синтеза с размерами кристаллитов 4-10 нм.

Вследствие неудовлетворительной прессуемости нанопорошков и их активной собирательной рекристаллизации при спекании в условиях высоких температур необходим поиск новых технологических решений, которые позволили бы наряду с высокой плотностью поликристаллов сохранять их наноструктуру. Традиционные подходы, разработанные для спекания алмазных микропорошков, при получении наноструктурной сверхтвердой керамики оказались малоэффективными.

В качестве исходных материалов в работе использовали порошки наноалмазов детонационного синтеза, прошедшие очистку от примесей и неалмазных форм углерода, а также модифицированные наноалмазы. Модифицирование заключалось в обжиге порошка наноалмазов в условиях вакуума с целью удаления адсорбированных

поверхностных кислородсодержащих соединений и модифицирования поверхности наноалмазов тонким (порядка 1 нм) слоем из неалмазных форм углерода (графита). Термобарическую обработку наноалмазов осуществляли в аппарате высокого давления в широком диапазоне давлений (2,5 - 7,5 ГПа) и температур (1300 - 2300 °С), соответствующих как области термодинамической стабильности графита, так и алмаза. Для количественного описания структуры поверхности разрушения полученных наноалмазных поликристаллов использовали оригинальную методику мультифрактальной параметризации структур [2].

Наиболее информативными мультифрактальными характеристиками являются обобщенные энтропии (размерности) Реньи D_q , которые позволяют оценить термодинамические условия формирования изучаемых структур, а также эффективные количественные характеристики их однородности f_q и упорядоченности Δq [3,4]. При сравнении большие значения D_q соответствуют более неравновесным условиям формирования структур, большие значения f_q – отвечают более равномерному распределению единичных элементов рассматриваемой структуры в евклидовом пространстве, охватывающем эту структуру, а увеличение Δq для исследуемой серии структур показывает, что в них становится больше периодической составляющей.

Выполненная мультифрактальная параметризация полученных изображений структур поликристаллов из модифицированных и не модифицированных наноалмазов позволила определить диапазон p , T параметров, соответствующих квазиупругой и упруго-пластичной деформации материала, а также определить порог перколяции для каждого вида структур.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 14-08-90011 и БРФФИ Т14Р-198.

Литература

1. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь, В.И. Жорник, А.Ф. Ильющенко, В.Т. Сенють, А.И. Комаров, А.П. Корженевский, А.В. Ивахник / Под общ. ред. П.А.Витязя. - Минск: Бел. наука, 2013.- 381 с.
2. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов - Ижевск: Научно-издательский центр «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. - 116 с.
3. Колмаков А.Г. Использование положений системного подхода при изучении структуры, особенностей пластической деформации и разрушения металлов // Металлы, 2004. № 4. С. 98-107.
4. Колмаков А.Г. Использование концепций системного подхода при изучении деформации и разрушения металлических материалов // Нелинейный мир, 2006. Т.4. №3. С.126-136.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР И ФАЗ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Витязь П.А.¹, Ильющенко А.Ф.², Хейфец М.Л.³, Солнцев К.А.⁴, Баринов С.М.⁴,
Колмаков А.Г.⁴, Просвирнин Д.В.⁴

¹*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,*

²*ГНПО Порошковой металлургии НАН Беларуси,*

³*ГНПО «Центр» НАН Беларуси,*

⁴*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук*

Совершенствование технологических процессов синтеза изделий из порошков требует детального изучения поверхностных явлений на границе фазовых переходов. Образование поверхностей со сложным микро- и макрорельефом разделяющих структуры и фазы материала изделия происходит поэтапно при различных масштабах и на разных структурных уровнях. Поэтому для описания процессов формирования поверхностей целесообразно использовать их фрактальную параметризацию.

Анализ фрактальных размерностей при изменении основы и увеличении сложности ее меандра, позволил предложить основные механизмы трансформации фракталов, их перколяции и вырождения при формировании поверхностей раздела структур, фаз и слоев в процессах синтеза материала изделия. С позиций минимизации возрастания поверхностной энергии, целесообразной представляется следующая последовательность этапов развития поверхностей раздела структур и фаз: рост фрактальных структур поверхности; увеличение числа элементов основы фрактала; усложнение фрактальных меандров; перколяция слоев на поверхности раздела; вырождение фракталов. В результате по мере роста фрактальных структур, вследствие появления дефектов, при сбое механизма роста, увеличивается число элементов основы. С накоплением дефектов, происходит изменение механизма трансформации поверхностей раздела путем усложнения фрактальных меандров. Когда резервы такого усложнения исчерпываются, происходит трансформация поверхностей по перколяционному сценарию, сопровождающемуся срастанием структур, формированием новых фаз и взаимопроникновением слоев.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Волокитин Г.Г.¹, Саркисов Ю.С.¹, Давыдов Е.В.¹, Афанасьев Д.А.²,
Клопотов А.А.^{1,2}, Абзаев Ю.А.¹, Горленко Н.П.¹, Клопотов В.Д.¹

¹*Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет»*, ²*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Томский государственный университет»*, ³*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет».*

E-mail: tommedia@mail.ru

Любые структурные и физико-химические превращения в широком классе материалов, происходящие на границах раздела фаз определяются механизмами микропластической деформации.

Реология, как наука о деформациях тел различной природы на макроуровнях, достигла заметных успехов в обосновании механизмов с привлечением физико-химических взаимодействий в процессах, происходящих в при структурообразовании разрушении тел. На настоящий момент известно шесть независимых типов деформаций и установлены закономерности перехода между ними. С развитием исследования нового класса наноматериалов возникла острая потребность в значительном расширении фундаментальных исследований материалов на разных масштабных уровнях (нано-, микро-, мезо- макро-) и поиске общих закономерностей связывающих эти уровни.

Так как уже установлено, что поведение объектов на разных масштабных уровнях их организации различно, а иногда это различие носит принципиальный характер, то расширение макро реологии на нано-, микро- и мезореологию становится очевидным. Исследования в этой области должны быть направлены не только на установление закономерностей поведения тел на определенном масштабном уровне, но в большей мере на выявление причин которые приводят к повелению таких различий.

Очевидно, что два этих явления неразрывно связаны между собой и должны описываться с единых позиций, и в первую очередь, с термодинамических.

Из объединенного уравнения первого и второго законов термодинамики вытекает глубокая взаимосвязь тепловых, механических, физических, химических, электрических, поверхностных, и других видов энергии. Это означает, что управлять, например, тепловыми процессами можно как непосредственно, так и через механическую химическую, электрическую и другие виды энергетических воздействий на систему.

Очень важно ответить, что законы термодинамики позволяют не только выявлять фундаментальные причины деградации материалов, но и определять наиболее рациональные методы защиты, повышения надежности, ресурса и долговечности материалов различного технического назначения. Основываясь на идеях синергетики, принципах неравновесного материаловедения, можно создавать строительные и композиционные материалы с пролонгированным сроком эксплуатации за счет усиления кооперативных процессов в системе. Дело в том, что принципы равновесного материаловедения полностью отвечает концепции устойчивого (стабильного) существования материалов, основанной на как можно более длительном сохранении во времени эксплуатационных свойств. Долговечность материалов, таким образом, достигалась путем обеспечения инертности (пассивности) материала по отношению к переменным факторам окружающей среды. Равновесные материалы полностью соответствуют методологии «состав-структура-свойства».

В работе рассмотрены деформативные свойства металлических и цементных систем различной природы и различного технического назначения и выявлены некоторые наиболее общие закономерности присущие обоим рассматриваемым классам материалов. Например таких как кинетических кривых деформации и разрушения материалов; наиболее общие принципы управления структурой и свойствами материалов нано, микро, мезо макроуровнях.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

Fe-30%Cr-8%Co-(1-3)%Mo

Вомпе Т.А., Миляев И.М., Юсупов В.С.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, e-mail: tvompe@gmail.com

Магнитотвёрдые сплавы на основе системы Fe-Cr-Co обладают высокими прочностными характеристиками, которые обеспечивают работу постоянных магнитов в условиях высоких статических и динамических нагрузок без разрушения и потери функционального назначения. Механические свойства некоторых составов достаточно хорошо изучены и имеют уровень предела прочности 980 – 1000 МПа в высококоэрцитивном состоянии. В закаленном состоянии сплавы имеют предел прочности 700 МПа и относительное удлинение около 20% [1].

Цель данной работы изучить механические свойства магнитотвердых сплавов с пониженным содержанием кобальта Fe-30%Cr-8%Co-(1-3)%Mo-0,5%Si (в масс. %).

Образцы были изготовлены методами порошковой металлургии [2]. Химический состав контролировали методом рентгенофлуоресцентного анализа с помощью спектрометра с волновой дисперсией ARL OPTIM'X фирмы Thermo Fisher Scientific (Швейцария).

Закалку образцов проводили от температуры 1300 °С в воде для получения однофазного состояния. Исследование прочности образцов проводили после термической обработки на испытательной механической машине Instron 3382 (США) на образцах находящихся в высококоэрцитивном состоянии (таблица 1). При этом образцы не доводили до разрушения.

Таблица 1 – Характеристики испытания и предел текучести образцов

Сплав	Нагрузка, (кгс)	Максимальное напряжение при сжатии, МПа	Предел текучести, МПа
Fe-30%Cr-8%Co-1%Mo-0,5%Si	9670	760	750
Fe-30%Cr-8%Co-3%Mo-0,5%Si	9894	790	783

На образце Fe-30%Cr-8%Co-1%Mo-0,5%Si были получены магнитные свойства: $H_{св} = 44,41$ кА/м, $B_r = 1,183$ Тл, и $(BH)_{max} = 31,8$ кДж/м³, на образце Fe-30%Cr-8%Co-1%Mo-0,5%Si – $H_{св} = 48,04$ кА/м, $B_r = 1,134$ Тл, и $(BH)_{max} = 34,1$ кДж/м³.

При изучении фазовых превращений в сплаве в зависимости от времени отпуска измеряли твердость HV30 методом Виккерса на универсальном твердомере фирмы Instron Wolpert Wilson Instruments марки DIGI-TESTOR 930. Было показано, что ниже температуры 700 °С происходит дисперсионное твердение сплава и твердость начинает расти.

Магнитотвердые сплавы Fe-Cr-Co с содержанием 8 масс. % кобальта с полученным уровнем магнитных и прочностных свойств могут использоваться для изготовления постоянных магнитов и роторов гистерезисных электродвигателей.

Литература

1. Обработка давлением металлических материалов / Под ред. А. Ф. Пименова. М.: Наука. – 1990. – 238 с.
2. Вомпе Т.А., Миляев И.М., Юсупов В.С. Магнитные свойства магнитотвёрдых сплавов Fe-Cr-10 масс.%Co. // Перспективные материалы. - № 4. – 2013. – С. 59 – 63.

ВЛИЯНИЕ ТИПА МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КОРРОЗИОННЫЙ ИЗНОС ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Гиниятуллин Р.Р., Якупов Н.М.
РФ ИММ КазНЦ РАН, true_way@mail.ru

Исследования, посвященные изучению влияния магнитного поля на процесс коррозионного износа, встречаются сравнительно мало. Магнитное поле – это вид материи, посредством которой осуществляется взаимодействие между движущимися заряженными частицами или телами, обладающими магнитным моментом. Применение магнитного поля в промышленности приобретает все большее распространение. Магниты применяют в различных технологических процессах с целью повышения качества продукции и расширения технологических возможностей. В нефтяной промышленности для предупреждения коррозии трубопроводов, наряду с применением различных ингибиторов и изоляционных покрытий, пытаются использовать магнитное поле для снижения коррозионной активности перекачиваемой жидкости. Метод воздействия на движущуюся жидкость магнитным полем встречается в строительной промышленности. Известен способ ингибиторной обработки скважинной жидкости с использованием магнитного поля. При этом условием магнитной обработки является течение жидкости в магнитном поле. В Англии проводили исследования влияния магнитного поля на коррозию различных металлов. Известны работы, в которых под воздействием магнитного поля в растворе серной кислоты наблюдалось снижение коррозии железного образца на 80%. Авторами также были проведены экспериментальные исследования по изучению влияния магнитного поля на коррозию стальных образцов.

В данной работе исследуется влияние постоянного и переменного магнитного поля на коррозионный износ тонкостенных элементов конструкций. Эксперименты проводились на двух установках, схемы приведены на рис.1 (электромагнит) и рис.2 (постоянный магнит). Для сравнения результатов другая емкость с образцом располагается вне зоны действия магнита (контрольная емкость).

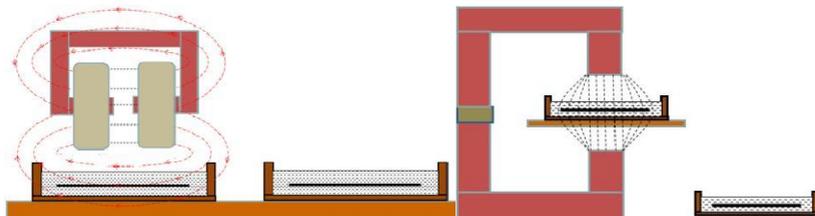


Рис.1.

Рис.2.

Эксперимент 1. Исследуемые образцы из листовой стали марки Ст.3 с диаметром рабочей зоны 110 мм и толщиной для группы образцов №1 – 0,6 мм и для группы №2 – 0,5мм, помещались в агрессивную среду и подвергались всесторонней коррозии по схеме рис.1. В качестве агрессивной жидкости использовалась 10% соляная кислота – HCl. При этом часть образцов подвергалась прерывистому воздействию переменного магнитного поля, а другая часть (контрольные образцы) не подвергалась воздействию магнитного поля. Напряженность магнитного поля между катушками составила 5 кЭ.

Эксперимент 2. Аналогичные образцы подвергались всесторонней коррозии по схеме рис.2. В качестве агрессивной жидкости использовался 5% раствор гипохлорит натрия. Образцы находились в агрессивной среде и под воздействием магнитного поля различное время. Напряженность магнитного поля до 36 Э.

Для определения механических характеристик образцов использовался экспериментально - теоретический подход. Результаты исследований представлены в таблицах и в виде графиков.

Максимальные прогиба образцов, подверженных воздействию магнитного поля для обоих вариантов исследований существенно ниже соответствующих прогибов образцов без воздействия магнитного поля.

Заключение: Воздействие магнитного поля на стальной образец для обоих вариантов во всех рассмотренных режимах замедляет процесс коррозии.

О ПРИРОДЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ И ЕЁ ПРОЯВЛЕНИЯХ В ДРУГИХ ВИДАХ МАТЕРИИ

ГНЕВКО А.И., МУКОМЕЛА М.В., ПАНКИН Д.А., СОЛОВОВ С.Н., ШЕВЧЕНКО В.А.

Россия, ФГКВОУ ВПО Военная академия РВСН имени Петра Великого,

a_gnevko@mail.ru,

Несмотря на длительный период теоретических исследований природы пластической деформации материалов и практического применения превращений при наклепе, ряд особенностей микромеханизма перемещений атомов остается не раскрытой. К числу явлений с недостаточно раскрытой природой относятся, например, распространение мартенситного превращения со скоростью, превышающей скорость упругих продольных волн в материале [1], эффекты Хаазена-Келли, Портевена-ЛеШателье, и ряд других. Отмеченные эффекты рационально объяснять с единых позиций, учитывающих как общие свойства, так и индивидуальные особенности.

Анализ совокупности наблюдаемых эффектов позволяет считать, что механизм пластической деформации и разрушения твердых тел определяется диссипативным процессом уменьшения телом с течением времени запаса упругой энергии [2]. Основной причиной служит последовательные разрыв и восстановление межатомных связей с перемещением атомов, при которых снижается энергия упругих деформаций тела.

Условия разрушения и пластических деформаций твердого тела обеспечиваются тогда, когда интенсивность упругих гиперзвуковых волн, избирательно поглощаемых ион-атомами в зоне разрушаемых участков тела, превышает некоторый пороговый уровень. Ускоренные перемещения ион-атомов, сопровождающие разрыв и восстановление связей между ними, вызывают поглощение и генерацию гиперзвуковых волн. При достаточно высоком запасе упругой энергии в теле движущийся дефект генерирует больше квантов энергии, чем их поглощает. Наблюдается усиление упругих волн [2], причем частота соответствует собственным частотам колебаний перемещающихся микрочастиц. В таком случае активный (перемещающийся) дефект возбуждает ион-атомы у соседних дефектов, и процесс перемещений дефектов становится лавинообразным. Процесс напоминает усиление электромагнитных волн в оптических квантовых генераторах.

В связи с известным свойством природы – согласованностью всех процессов и способностью повторять закономерности в подобных условиях считаем, что в

поведении физического вакуума как вязкоупругой среды могут в некоторых случаях проявляться эффекты, похожие на эффекты, наблюдаемые в вязкоупругом твердом теле. Считаем, что вакуум состоит из составляющих, упруго взаимодействующих между собой. Микрочастицы вещества представляются точечными дефектами структуры вакуума. Используя аналогии в поведении вязкоупругого твердого тела и физического вакуума, предлагается способ моделирования физических и астрофизических процессов.

Физический вакуум считают материальной средой и представляют подобным сжатому вязкоупругому телу, в котором напряжения превышают предел текучести. Такое сжатие сопровождается усилением продольных волн в вакууме при прохождении их через микрочастицы вещества. Определяют следствия, вытекающие из принятых представлений о сжатии и усилении. Проводят на основании характеристик явлений, наблюдаемых в природе, количественную оценку параметров вытекающих следствий. Используя оценку параметров, прогнозируют развитие физических и астрофизических процессов с известной и неизвестной природой.

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

Вторым следствием является ускоренное движение тел по инерции.

Третьим следствием является «сверхсветовое взаимодействие» (гравитационное) объектов Вселенной посредством обмена продольными волнами.

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

Пятым следствием является существование предельных значений энергии сжатия вакуума, препятствующих неограниченному возрастанию энергии движения вещества и неограниченному возрастанию гравитационных сил.

Список литературы

1. *Чащина В. Г.* Развитие динамических моделей управления ростом кристаллов при реконструктивных мартенситных превращениях. Диссертация д.ф.-м.н. 2011. 382 с.
2. *Гневко А. И.* Синергетическая модель замедленного разрушения твердых тел // Изв. РАН. Металлы. 1992. №2. С. 21-28.

ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ В $\text{Bi}_{0,9}\text{La}_{0,1}\text{FeO}_3$ В УСЛОВИЯХ ИЗБЫТОЧНОГО ВНЕШНЕГО ДАВЛЕНИЯ

Годовиков С.К.¹, Никитин С.М.¹, Лагутина Е.С.¹, Просвирнин Д.В.²,
Покатилов В.С.³

¹*Научно-исследовательский институт ядерной физики имени Д.В. Скобельцына МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

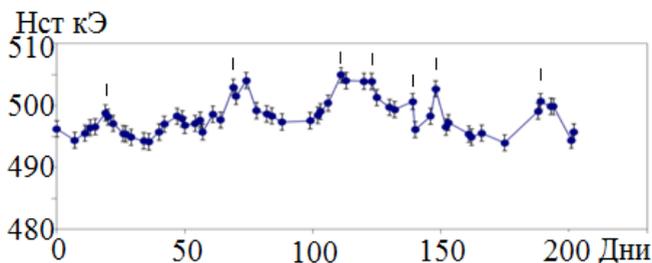
²*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

³*Московский государственный технический университет радиотехники, электроники и автоматики, Москва, Россия*
godov@srd.sinp.msu.ru

Ранее были обнаружены и исследованы процессы самоорганизации в мультиферроике

BiFeO_3 под действием электрического удара [1] или облучения γ -лучами [2]. Наблюдались превращения локальной атомной структуры, имеющие периодический характер. Например, γ -облучение привело к колебательному процессу с периодом ~ 40 дней. Предполагалось, что первопричиной этих процессов является внутреннее локальное давление, возникающее из-за нарушения электрического баланса в результате внешнего воздействия. Прямой проверке этого предположения и посвящена настоящая работа. Был выбран образец, в котором Bi на 10% замещен ионами La, хаотично распределенными по решетке. Это обеспечивает увеличение изначальной «хаотичности» образца, к которому было приложено давление в ~ 7 кбар. Давление создавалось в промышленном прессе при наложении усилия в 35Т к реальному мессбауэровскому поглотителю в течение 1 мин. Импульс давления нарушил невозмущенное состояние образца, которое исследовалось в течение 17 дней. Зависимость $N_{\text{ст}}$ от времени обнаружила серию пиков, обозначенных стрелками на Рис. Характерно, что пики в поведении квадрупольного расщепления Q четко коррелировали с пиками $N_{\text{ст}}$, изменяясь в пределах $-0,05 \text{ мм/с} \rightarrow +0,02 \text{ мм/с}$. Четкой периодичности, подобной эффекту в γ -облученных образцах (~ 40 дней) [2] здесь не наблюдалось, однако некий средний период колебаний выявляется и здесь и равен он ~ 50 дням (пики 1-2, 2-4, 5-7). Проведенный опыт есть прямое доказательство того, что:

1. Локальное давление есть причина самоорганизации атомных перемещений в γ -облученных образцах;
2. Задержка в 6 месяцев после облучения и немедленное проявление эффекта в данном случае – свидетельство предельно низкой ($\sim 10^{-9}$) и предельно высокой (~ 1) доли возмущенных областей в том и другом случае;



3. Давление в ~ 7 кбар характерно для параметра информационной волны, распространяющейся по объему в обоих типах экспериментов, но оно отличается от давления в экспериментах по электрическому удару, где колебания имеют период в несколько месяцев. Тем самым экспериментально доказано, что причиной возникновения самоорганизации атомных перемещений в BiFeO_3 является локальное внутреннее давление.

Литература

1. С.К. Годовиков, С.М. Никитин и др. Известия РАН, сер. физ., 2013, 77, №6, 751-754.
2. S.K. Godovikov, S.M. Nikitin at al. Nanomechanics Science and Tech., 2012, 3, 341-351

ОБЪЕМНЫЕ МОДУЛИ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ

ГРЕШНЯКОВ В.А., БЕЛЕНКОВ Е.А.

Россия, Челябинский государственный университет, greshnyakov@csu.ru

Современные композиционные материалы с углеродными армирующими наполнителями находят широкое практическое применение в качестве конструкционных материалов из-за высоких механических характеристик. Как правило, в качестве наполнителя таких композитов используются углеродные волокна, что обуславливает сильную анизотропию свойств. Весьма перспективным представляется использование в качестве наполнителей в композиционных материалах углеродных фаз с алмазоподобной структурой, что может обеспечить изотропию механических свойств. Алмазоподобные материалы могут быть получены в результате сильного сжатия графеновых слоев, углеродных нанотрубок и фуллереноподобных кластеров. Структура и свойства таких фаз может варьироваться в широком диапазоне. Ряд алмазоподобных фаз, таких как кубический алмаз (LA1), лонсдейлит (LA2), ПКФ C₂₄ (CA4), *bc* C₄ (LA3) и BC₈ (LA4), получен экспериментально. Значительно большее количество этих фаз было предсказано теоретически [1, 2]. В данной работе приведены результаты расчета объемных модулей 32 углеродных алмазоподобных фаз.

Расчеты были выполнены полуэмпирическим квантово-механическим методом РМЗ для алмазоподобных фаз, полученных из графена (LA1-LA10), нанотрубок (TA1-TA9, TB) и фуллереноподобных кластеров (CA1-CA11, CB). Объемные модули (V₀) были найдены из модифицированного уравнения состояния Кумара-Шармы по рассчитанным значениям энергий сублимации (E_{sub}) и атомарных объемов (V_{at}) в недеформированном и напряженном (сжатом) состоянии (табл.). В результате анализа полученных данных была установлена зависимость объемного модуля V₀ от деформационного параметра Def, характеризующего искажение структуры алмазоподобных фаз по сравнению со структурой кубического алмаза (рис.).

Таблица. Расчетные энергии сублимации (E_{sub}, эВ/атом), атомарные объемы (V_{at}, Å³/атом), деформационные параметры (Def, °) и объемные модули (V₀, ГПа) углеродных алмазоподобных фаз

Фаза	LA1	LA2	LA3	LA4	LA5	LA6	LA7	LA8	LA9	LA10	TA1	TA2	TA3	TA4	TA5	TA6
E _{sub}	7.27	7.23	7.12	6.54	7.10	6.95	6.95	6.61	6.69	6.61	6.79	6.93	6.49	6.69	6.82	6.99
V _{at}	5.62	5.62	5.92	5.50	5.92	6.50	6.52	7.46	5.99	6.67	6.70	6.79	6.77	7.47	6.57	6.28
Def	0.00	1.86	37.5	44.9	40.8	72.4	72.1	112	33.9	90.1	74.3	71.4	93.9	86.3	74.4	49.3
V ₀	485	480	455	456	445	409	397	354	439	355	392	394	375	338	405	417

Фаза	TA7	TA8	TA9	TB	CA1	CA2	CA3	CA4	CA5	CA6	CA7	CA8	CA9	CA10	CA11	CB
E _{sub}	6.81	6.71	6.56	6.93	5.71	6.32	6.67	6.60	6.55	6.99	6.51	6.57	6.43	6.60	6.60	6.71
V _{at}	6.98	7.23	5.73	7.15	11.5	7.70	6.18	7.38	13.0	5.95	7.54	7.18	8.43	7.82	7.02	7.54
Def	49.8	62.0	67.8	87.9	254	154	106	105	114	81.1	120	109	113	110	111	141
V ₀	369	368	448	352	191	283	381	302	351	348	291	306	265	331	324	302

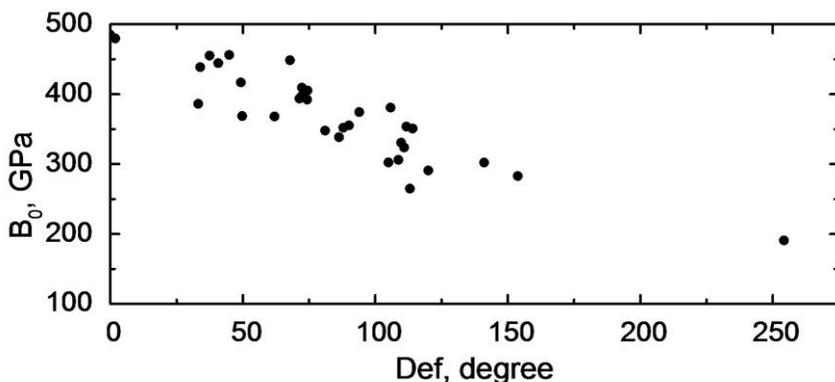


Рис. График зависимости модуля объемной упругости (B_0) алмазоподобной фазы от параметра деформации (Def)

[1] В.А. Грешняков, Е.А. Беленков. ЖЭТФ 140, 99 (2011).

[2] Е.А. Беленков, В.А. Грешняков. ФТТ 55, 1640 (2013).

ВЛИЯНИЕ ПРЕССОВАННОГО ПОРОШКА-МОДИФИКАТОРА ZrO_2 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 08X14N7MЛ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

¹Грибанов А.С., ¹Логачёв В.В., ²Юраков Ю.А

Российская Федерация, ¹ВМЗ - филиал ФГУП ГКНПЦ им. Хруничева
(ogmet.vmz@yandex.ru), ²Воронежский государственный Университет
(ftt@phys.vsu.ru)

Для повышения качества конструкций аэрокосмических изделий требуются стали с максимальной коррозионной стойкостью, но вместе с тем они должны хорошо поддаваться высокоточному литью и механической обработке. Таковыми являются нержавеющие стали аустенитно-мартенситного класса, в частности – марка 08X14N7MЛ (ВНЛ-1). В термообработанном состоянии сталь имеет следующие механические свойства: $\sigma_b \approx 110$ кгс/см², $\sigma_{0.2} \approx 105$ кгс/см², НВ - 345 единиц при T_k). Для некоторых деталей, в которых используется марка 08X14N7MЛ, данная твердость избыточна и неоправданно затрудняет их последующую механическую обработку. И в литом, и в термообработанном состоянии сталь имеет довольно крупнозернистую микроструктуру, из-за которой подвержена влиянию межкристаллитных напряжений второго рода. В данном исследовании была поставлена задача уменьшения твердости, размеров макро- и микрозерна, а также увеличения пластичности литых деталей, существенно не изменяя при этом их прочностных свойств. Для этого применяются методы термообработки и введения в расплав легирующих добавок. В работе освещается влияние модифицирования нанопорошком ZrO_2 на литое состояние металла, изучение влияния термообработки на модифицированную сталь будет описано в следующих публикациях.

Для модифицирования использовались прессованные таблетки, представляющие собой механическую смесь 25%_{вес.} ZrO_2 с размерами частиц ≈ 60 нм и 75%_{вес.} Ni с

размерами частиц 20-30 мкм. Для получения образцов использовалась технология литья по выплавляемым моделям с применением индукционной вакуумной плавильной печи ВИАМ-100 ОКБ.

Металлографический анализ макроструктуры отливок производился визуально и с помощью 4х-кратной лупы после вырезки образца из детали и приготовления макрошлифа шлифовкой и химическим травлением.

Металлографический анализ микроструктуры производился после вырезки малого ($\leq 30 \times 30 \times 30$ мм) образца и приготовления из него металлографического шлифа. Анализ совершался с помощью металлографического микроскопа отражённого света Axio Observer Z1.m.

Фазовый состав и коэффициент фазовой анизотропии определялся с помощью рентгеновской дифракции. Анализ проводили на модернизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с использованием CoK_α излучения по трём взаимноперпендикулярным сечениям отливки, которые представляли собой металлографические шлифы.

Механические свойства (σ_b , $\sigma_{0.2}$, δ , ψ и НВ) определялись с помощью разрывной машины ФП-100 и твердомера ТП-7Р-1 на разрывных образцах диаметром 5 мм и металлографических шлифах соответственно.

В результате исследования установлено, что:

- модифицирование практически не влияет на концентрацию основных легирующих элементов;
- с привнесением модификатора уменьшается размер макрозерна (более существенно в толстом сечении);
- модификатор влияет на процесс кристаллизации, тем самым меняя размер и плотность дендритной структуры: переход от сложноразвитой многоосевой к более простой и компактной организации;
- модифицирование увеличивает количество неметаллических включений в ≈ 2 раза;
- модифицирование изменяет морфологию мартенситной фазы: увеличивает линейный размер игл и пакетно ориентирует их в строго определённых плоскостях;
- введение модификатора в 13 раз увеличивает структурную анизотропию стали ВНЛ-1, а также понижает количество мартенситной составляющей на 31%;
- модифицирование понижает твердость литой стали на 17%.

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В АКТИВНЫХ СРЕДАХ

ГУБЕНКО С.И.

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

Исследования показали, что нередко коррозионные повреждения возникают вблизи различных дефектов структуры сталей, в том числе вблизи неметаллических включений. Целью данной работы было изучение влияния неметаллических включений на коррозионное растрескивание низкоуглеродистых сталей, а также механические свойства в коррозионно-активных средах.

Исследование образования коррозионных повреждений вблизи неметаллических включений проводили на специально полученных плавках низкоуглеродистой стали типа 08, программно загрязненных различными типами неметаллических включений:

пл. 1 – сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS, пл. 2 – Al₂O₃, MnO·Al₂O₃, пл. 3 – SiO₂, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, пл.4 – TiCN. Испытания на малоцикловую усталость проводили на воздухе и в коррозионных средах, представляющих собой 5%-ный водный раствор NaCl (среда 1) и 1%-ный водный раствор H₂SO₄ (среда 2). Применяли ускоренный метод испытаний склонности сталей к коррозионному растрескиванию, а также испытания на усталостную прочность на воздухе и в средах 1 и 2 при базе N3·10⁶ циклов нагружений.

При испытаниях на воздухе на малоцикловую усталость сталей опытных плавков, содержащих различные типы неметаллических включений, наблюдается влияние типа неметаллических включений на ее усталостные характеристики: самая низкая величина N получена для стали, загрязненной сульфидами, затем она увеличивается при наличии соответственно корунда и шпинелей, силикатов и, наконец, карбонитридов титана. Коррозионная среда привела к существенному снижению долговечности сталей при малоцикловой усталости при наличии всех типов неметаллических включений. Однако, по мере увеличения долговечности сталей при малоцикловой усталости опытные плавки выстроились в аналогичный возрастающий ряд: самая низкая величина N у стали, загрязненной сульфидами, затем она увеличивается при наличии соответственно корунда и шпинелей, силикатов и, наконец, карбонитридов титана. Кроме того, определены коэффициенты влияния среды β_c, представляющие собой отношение долговечности стали 08 на воздухе к аналогичному показателю в коррозионной среде.

Изучали влияние неметаллических включений на зарождение коррозионных повреждений. Для исследования микроэлектрохимической гетерогенности стали 08 использовали электролит, состоящий из H₂SO₄ (1%), H₂O₂ (0,14%), K₂Cr₂O₇ (0,0005%), в котором с помощью лабораторной установки была измерена разность электродных потенциалов поверхности стали вблизи различных неметаллических включений. Основное влияние неметаллических включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в стали связано с повышением электрохимической микрогетерогенности стали. Объясняя различное влияние неметаллических включений на развитие коррозионных повреждений через их влияние на величину и распределение электродного потенциала, автор работы [1] связывает это с различием в полупроводниковых свойствах включений, которые обеспечивают неодинаковый вентильный эффект на границе включение-матрица в электролите. Определены значения разностей электродных потенциалов стали 08 для различных типов неметаллических включений. Все изучаемые неметаллические включения являются катодами по отношению к стальной матрице и располагаются по величине φ в убывающий ряд: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS, корунд и шпинель Al₂O₃, MnO·Al₂O₃, силикаты SiO₂, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, карбонитрид титана TiCN. Вполне очевидно, что вблизи сульфидных включений следует ожидать наибольшего коррозионного повреждения сталей, вблизи карбонитридов титана – наименьшего.

Часть образцов подвергли холодной деформации на лабораторном стане со степенью 45 – 55 %. При сравнении величин разностей электродных потенциалов Δφ стали 08 стало очевидно, что деформационные напряжения резко снижают величину электродного потенциала и это приводит к усилению коррозионного поражения стали. При этом сохраняется закономерность влияния типа неметаллического включения на величину разностей электродных потенциалов стали 08 (убывающий ряд по степени вредного влияния на коррозию: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al₂O₃, MnO·Al₂O₃ → силикаты SiO₂, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂ → карбонитрид титана TiCN). Пластичность неметаллических включений при холодной

деформации повлияла на отношение величин $\Delta\sigma$, определенных после и до пластической деформации. Очевидно, все типы неметаллических включений являются концентраторами деформационных напряжений, что способствует увеличению величины $\Delta\sigma$. Однако для пластичных сульфидов отношение величин $\Delta\sigma$ составляет 1,55, для остальных недеформируемых включений – 2,25 для корунда и шпинели, 2,33 для силикатов и 2,31 для карбонитрида титана. Таким образом, эти отношения для недеформируемых включений примерно одинаковы и характеризуют их одинаковое поведение при пластической деформации с точки зрения концентрации напряжений. Пластичные сульфиды, деформируясь совместно со стальной матрицей, способствуют частичной релаксации деформационных напряжений [2].

Металлографические исследования сталей опытных плавок после испытаний на малоцикловую усталость в разных средах показали, что коррозионные повреждения зарождались на неметаллических включениях всех типов. Практически всегда процесс коррозии начинается на межфазных границах включение-матрица, в затем распространяется в стальную матрицу и в неметаллическое включение. Межфазные границы включение-матрица являются готовыми „каналами” для проникания атомов поверхностно активного вещества из окружающей среды, что обусловлено дефектной структурой этих границ и наличием межфазных напряжений [2], а также протеканием электростимулированных процессов перераспределения межфазных дислокаций, появлением больших плотностей тока на границах, развитием адсорбции поверхностно-активных элементов, что «расшатывает» эти границы.

Анализ результатов исследований позволил условно разделить неметаллические включения на две группы. В первую группу входят сульфидные включения (Fe,Mn)S, FeS-MnS, для которых коэффициент влияния среды β_c в 5%-ном водном растворе NaCl составляет 2,0, в 1%-ном водном растворе H_2SO_4 – 2,4. Во вторую группу входят все остальные включения, а именно корунд и шпинели Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$, карбонитрид титана TiCN, для которых величина β_c в среде 5%-ного водного раствора NaCl составляет 1,38 – 1,5, в среде 1%-ного водного раствора H_2SO_4 – 1,57 – 1,78. Для разных типов изучаемых включений существуют такие равные условия, как содержание включений в стали, наличие межфазных границ включение-матрица, протекание адсорбционных процессов, а также различия в электропроводности и полупроводниковых свойствах включений [1], определяющие установлению выше последовательность степенем вредного влияния включений на зарождение коррозии. Знак термических напряжений вблизи включений определяет влияние еще одного фактора на зарождение и развитие коррозионных повреждений в сталях. В случае сульфидных включений возникают растягивающие термические напряжения вблизи частиц [2]. Этот факт объясняет самое вредное влияние сульфидных включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений в изучаемых сталях.

Скоростные испытания с целью определения склонности к коррозионному растрескиванию показали, что механические свойства стали 08, зависели от типа неметаллических включений при испытаниях на воздухе. Испытания в коррозионной среде 1 привели к перераспределению относительного влияния типа включения на механические свойства стали. Предел прочности стали σ_B и сопротивление отрыву S_k наиболее значительно уменьшились для пл. 1 с сульфидами, для остальных видов включений это уменьшение менее значительно. Такие же закономерности видны в изменении характеристик пластичности δ и ψ . При этом четко наметился убывающий ряд по влиянию типа включения на свойства стали: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинель Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ → силикаты SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$ →

карбонитрид титана TiCN, что соответствует результатам, приведенным выше при оценке влияния включений на долговечность стали при малоциклового усталости. Еще более четко этот убывающий ряд просматривается после испытаний образцов опытных плавок в коррозионной среде 2, при этом ухудшение всех механических свойств более существенно для сталей со всеми видами включений по сравнению с испытаниями на воздухе. Наиболее чувствительными к воздействию коррозионной среды оказались такие свойства как сопротивление отрыву S_k , а также показатели пластичности – относительное удлинение δ и относительное сужение ψ . В максимальной степени все механические характеристики под действием коррозионной среды ухудшились в пл. 1 с сульфидными включениями по сравнению со свойствами, определенными при испытаниях в воздушной атмосфере.

Литература

1. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. К., Техника, 1976, 128с.
2. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА

ГУБЕНКО С.И., БЕСПАЛКО В.Н., БАЛЕВ А.Е., ЖИЛЕНКОВА Е.В.

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

Высокохромистую сталь дополнительно легированную бором применяют для изготовления чехлов шестигранных труб, используемых при транспортировке к месту регенерации и хранения отработанных тепловыделяющих сборок (ТВС) атомных электростанций. Основные требования, предъявляемые к чехлам, заключаются в том, что они должны быть заземлителями нейтронов, хорошо поглощать нейтроны, должны обладать хорошими эрозионными и механическими свойствами. Атомы бора обладают большим поперечным сечением захвата нейтронов (на два порядка выше, чем у железа), поэтому введение бора в сталь делает целесообразным ее использование в атомной энергетике. Однако при введении в хромистую сталь бора образуется большое количество боридов, что отрицательно влияет на ее механические свойства и технологическую пластичность в процессе производства горячекатаных труб.

В настоящей работе были проведены дополнительные исследования по определению оптимальных параметров прокатки на автоматической установке и влияния термопластического воздействия на структуру и ударную вязкость хромистой стали с бором.

Материал и методики исследования. Исследования проведены на образцах стали 04X14T3P1Ф. Прокатку осуществляли в интервале температур 850-1050°C по пяти вариантам. В первом, втором и третьем вариантах прокатку осуществляли за один проход со степенями деформации соответственно 20%, 34% и 50%. В четвертом и пятом вариантах прокатку осуществляли в два прохода, а степени деформации по проходам соответствовали: четвертый вариант – 17% и 34%; пятый вариант – 25% и 50%. После прокатки из полос изготавливали образцы для определения ударной вязкости при комнатной температуре. После прокатки для определения ударной

вязкости при комнатной температуре образцы изготавливали размером 10x5x5 мм в соответствии с ГОСТом 9454-98.

Результаты исследований и их обсуждение. Основные параметры прокатки и значения ударной вязкости приведены в таблице. Как видно из таблицы ударная вязкость достигает максимального значения (20 Дж/см²) при определенном сочетании температуры и степени деформации.

Таблица - Значения ударной вязкости при различных параметрах прокатки

Вариант	Количество проходов	Суммарная степень деформации, %	Значения ударной вязкости (Дж/см ²) при температурах деформации				
			850 °С	900 °С	950 °С	1000 °С	1050 °С
1	1	20	4,7	7,3	5,0	5,0	5,0
2	1	34	4,4	20,8	10,4	5,0	5,0
3	1	50	4,7	5,0	5,0	5,0	5,0
4	2	34	19,6	4,4	5,0	5,0	5,0
5	2	50	12,3	18,1	4,5	5,0	5,0

Оптимальный температурный интервал прокатки – 850-900 °С. Повышение величины степени деформации за один проход от 34% до 50%, снижает температуру прокатки, соответствующей максимальной ударной вязкости. Увеличение количества проходов и применение дробной деформации со степенью деформации за каждый проход равной 25% расширяет температурный интервал получения повышенных значений ударной вязкости.

Анализ взаимосвязи структуры и склонности стали к разрушению показал, что развитие процессов рекристаллизации при повышенных температурах (1000 - 1050°С) и получение крупного зерна феррита (1-2 балла), снижает значения ударной вязкости до 5 Дж/см². Понижение температуры прокатки до 900-950 °С и применение степени деформации равной 34% привело к развитию процессов динамической полигонизации, что способствовало повышению ударной вязкости до 10-20 Дж/см². Прокатка со степенью деформации 20 и 34%, при температуре 850°С способствовала развитию процессов разупрочнения не только путем возврата, но также по механизму динамической рекристаллизации, причем новые зерна формировались вблизи включений боридов. Развивающиеся в матрице процессы упрочнения, а также динамического разупрочнения деформированной структуры вносят свой вклад в формирование неоднородного поля дальнедействующих напряжений, окружающего включения боридов.

Фрактографические исследования показали, что после деформации при температуре 850°С поверхность разрушения образцов состоит из фасеток скола с наличием вторичных трещин, и крупных включений боридов, которые, находясь на границах зерен, инициируют распространение трещин (рис. а). Повышение температуры до 900-950°С способствует изменению механизма динамического разупрочнения, которое осуществляется в основном путем динамического возврата, и в результате коалесценции субзерен образуется устойчивая полигональная субзеренная структура, характеризующаяся равновесной конфигурацией стыков субграниц. Такая субструктура затрудняет миграцию границ зерен и развитие динамической рекристаллизации. С повышением степени деформации отмечали изменение формы и распределения боридных включений – крупные бориды удлиненной формы дробились при горячей деформации. На фрактограммах изломов

поверхность разрушения имеет множество ямок, в которых содержится большое количество мелких раскрошившихся боридов (рис. б). Микропоры зарождаются на поверхности раздела между ферритной матрицей и включениями боридов. Такой вид поверхности разрушения свидетельствует о высокой пластичности стали. Наличие мелких боридов и полигональной структуры создает в стали поле внутренних напряжений, которое взаимодействует с трещиной и затрудняет ее движение. Уменьшение размера боридов и их равномерное распределение приводит к уменьшению размера ямок, а это является положительным фактором в снижении чувствительности стали 04X14T3P1Ф к образованию трещин.

Повышение температуры деформации до 1000-1050°C облегчало развитие процессов разупрочнения путем динамической рекристаллизации. Процессы проскальзывания по границам зерен при повышенных температурах деформации вызывают отклонения от равновесия в стыках зерен и создается избыток свободной поверхностной энергии, что облегчает миграцию границ зерен, а, следовательно, и прохождение динамической собирательной рекристаллизации. Однако частицы боридов препятствуют динамической миграции границ. Механизм разрушения в этих зонах представляет собой хрупкий скол с признаками распространения трещины по вязкому (ямочному) механизму (рис. в). В изломе наблюдали ручьистые узоры, которые видоизменяются вследствие присутствия включений и дисперсных выделений в мелких ямках. Видны и вторичные трещины, свидетельствующие о растрескивании в направлении перпендикулярном главной плоскости разрушения

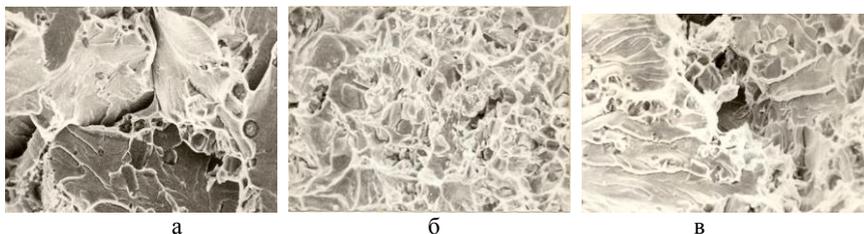


Рисунок - Поверхности излома образцов из стали 04X14T3P1Ф, х 1500

Выводы. Большое количество боридных включений различной степени дисперсности и формы, приводит к структурной неоднородности трубной заготовки и обуславливает неоднородность пластической деформации, что способствует снижению механических свойств хромистой стали, предназначенной для атомной энергетики.

Исследование поведения включений боридов при термопластическом воздействии и их влияние на формирование деформированной матрицы, а также развитие разрушения вблизи включений позволили определить режимы обработки (температуры деформации и степени деформации), которые способствуют получению оптимальной структуры, обеспечивающей повышенную ударную вязкость высокохромистой стали с бором.

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК GaN, ПОЛУЧЕННЫХ НА ПОДЛОЖКЕ por-GaAs

Дяденчук А.Ф., Кидалов В.В.

Украина, Бердянского государственного педагогического университета,
Djadenchukalena@rambler.ru

GaN интенсивно изучался в последнее десятилетие из-за его применения в оптоэлектронике, мощных и высокоскоростных устройствах, в светоизлучающих диодах, лазерах, люминесцентных нанокompозитах, солнечных батареях [1]. GaAs легированный азотом уже изучался ранее [2-3], но работ посвященных изучению квантовых точек GaN полученных на подложке GaAs не так много.

Для выращивания таких гетероструктур в основном применяются методы молекулярно-лучевой эпитаксии и газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений [4-6]. В данной работе мы представляем способ получения квантовых точек GaN на пористых подложках GaAs методом нитридации. Квантовые точки GaN дают эффективную фотолюминесценцию в глубокой ультрафиолетовой области спектра.

В данной работе пористый слой GaAs получали путем анодного электрохимического травления образцов монокристаллического GaAs (111) *n*-типа проводимости с полированной очищенной поверхностью. В качестве электролита использовались смеси HF:C₂H₅OH=2:1, HF:C₂H₅OH=1:1, HNO₃: H₂O₂=1:2, HNO₃: H₂O₂=1:1.

Процесс нитридации проводился в разряде N₂+H₂ (2% H₂) со следующими параметрами – время отжига от 40 до 60 мин, температура отжига 820-1020 К, рабочее давление в реакторе – 10⁻²-10⁻¹ бар.

Вивчення морфології відбувалося за допомогою скануючого електронного мікроскопу.

Процесс отжига пористых слоев GaAs происходит с учетом физико-химических механизмов эпитаксиального роста. Водород связывает мышьяк в AsH₃ и последний адсорбируется с поверхности. При нитридации пористых слоев GaAs рост квантовых точек GaN происходит преимущественно за диффузионным механизмом. Процесс проводится до тех пор, пока не происходит полное замещение собственных атомов (As) на атомы другого вещества (N), что приводит к полной трансформации GaAs в GaN, о чем свидетельствуют исследования.

В работе исследовано химический состав поверхности пористого образца *n*-GaAs (111), полученный методом EDAX, после первого этапа эксперимента – электрохимического травления монокристаллов GaAs. Изучены энергодисперсионные рентгеновские спектры для квантовых точек GaN, полученных на подложке por-GaAs, что доказывает присутствие на поверхности полученных образцов атомов и Ga, и N.

[1] Photoluminescence Properties of Porous Silicon with CdSe/ZnS Quantum Dots / Renata JARIMAVIČIŪTĖ-ŽVALIONIENĖ, Jacek WALUK, Igoris PROSYČEVAS // ISSN 1392–1320 MATERIALS SCIENCE (MEDŽIAGOTYRA). Vol. 17, No. 3. 2011

[2] R. Schwabe, W Seifert, F. Bugge, R. Bimdemann, VF. Agekyan, S.V. Pogarev. Sol. St. Commun., 55, 167 (1985).

[3] S. Sakai, Y. Ueta, Y. Terauchi Jap. J. Appl Phys., 32, Pt 1, 4413 (1993A)

[4] Кинетика фотолюминесценции вюрцитных GaN квантовых точек в матрице AlN / Д.Д.Ри¹, В.Г.Мансуров, А.Ю.Никитин, А.К.Гутановский, К. С. Журавлев, П.Тронк // Письма в ЖЭТФ, том 81, вып.2, с.70- 73

[5] Нестационарная фотолуминесценция квантовых точек GaN/AlN / И. А. Александров, К. С. Журавлев, А. К. Гутаковский, Е. В. Луценко, Г. П. Яблонский // Сборник статей 8-го Белорусско-Российского семинара “ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ ЛАЗЕРЫ И СИСТЕМЫ НА ИХ ОСНОВЕ”, 2011, с. 225 – 227.

[6] Формирование композитных квантовых точек InGaN/GaN/InAlN / А.Ф. Пацульников, Е.Е. Заварин, Н.В. Крыжановская, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, С.О. Усов, П.Н. Брунков, В.В. Гончаров, Н.А. Черкашин, М. Nutch // Физика и техника полупроводников, 2010, том 44, вып. 10.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА, УПРОЧНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ФАЗАМИ МОЛИБДЕНА, НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

Евдокимов В.Ю., Овсянников Н.А., Тютюкова Ю.Б., Пруцков М.Е., Егоров А.А., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Смирнов В.В., Фомин А.С., Баинов С.М.
*Российская Федерация, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
acd313@imet.ac.ru*

Получены композиционные материалы (КМ) на основе корунда, содержащих упрочняющие частицы Mo, Ni, NiAl. Данные материалы могут быть использованы в качестве конструкционных при работе в условиях воздействия высоких давлений и температур [1,2].

Проведен синтез лигатуры Al₂O₃ — MoO₃ с заданным содержанием MoO₃ способом жидкофазного гидролиза втор-буксоксида алюминия (ВБА) аммиачным раствором парамолибдата аммония (ПМА). В расчетное количество ВБА при интенсивном перемешивании порциями вводили предварительно подготовленный водный раствор ПМА в аммиаке. Время гидролиза 25-30 мин. Содержание MoO₃ в лигатурах составляло от 10 до 35 % масс. Затем из полученной суспензии при температуре 100°C отгоняли водно-спиртовую смесь. Полученный продукт просушивали при 110-120°C в течение 3 часов. Последняя стадия – термообработка при 900°C в водороде в течение 2 часов. После термообработки получен порошок Al₂O₃ - Mo с содержанием Mo от 7 до 19 % масс. В полученный материал Al₂O₃ - Mo вводили порошок NiAl (2,15% Mo), измельченный в планетарной мельнице до 1-2,5 мкм. Образцы в виде балочек 5x5x35 мм прессовали под давлением 100 МПа. Спекание образцов проводили в вакууме при 1500°C в течение 2 часов. Горячее прессование (ГП) композиционных материалов проводили в вакууме при давлении 30 МПа и температурах 1500, 1550 и 1570°C в графитовых пресс-формах.

Порошок системы Al₂O₃-Ni был получен из сульфата никеля, алюмоаммиачных квасцов и порошка алюминид никеля NiAl (2,15% Mo), измельченного в планетарной мельнице до 1-2,5 мкм. Полученные составы порошковых смесей для Al₂O₃-2,2 об.% Ni и Al₂O₃-6,5 об.% Ni содержали от 5 до 40 об.% NiAl. Дисперсные частицы вводили в состав керамических матриц механическим смешением порошковой шихты. Режимы прессования - спекания и горячего прессования аналогичны режимам материала Al₂O₃ – Mo. Материалы, полученные методом горячего прессования, характеризовались однородной микроструктурой с равномерным распределением частиц NiAl размером 0,5-3 мкм и имели средний размер пор 0,5-1 мкм. КМ на основе Al₂O₃- NiAl, полученные ГП, имеют прочность при изгибе до 20 МПа – при содержании Ni₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃ - 20 об.% NiAl/Ni₃Al при комнатной

температуре. Содержание Ni в композите существенно влияет на прочность – при комнатной температуре сначала прочность возрастает с увеличением содержания NiAl от 10 об.% до 20 об.% NiAl и затем падает - при 40 об.% NiAl; при высокотемпературных испытаниях происходит резкий подъем прочности композита, содержащего 40 об.% NiAl, возрастает до 500 (2,2 об.% Ni) и 560 МПа (6,5 об.% Ni), что можно объяснить изменением характера разрушения композита, в котором частицы алюминиды никеля приобретают пластичность с повышением температуры (температура около 500°C соответствует хрупко-вязкому переходу NiAl). Материалы, полученные горячим прессованием, показали высокую трещиностойкость, но наибольший эффект достигнут при высокотемпературных испытаниях - трещиностойкость композита, содержащего 6,5 об.% Ni и 40 об.% NiAl, составляет 7,36 МПа×м^{1/2} при режиме испытаний 500°C, что почти в 1,5 раза превышает трещиностойкость данной керамической матрицы при комнатной температуре.

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., Тютюкова 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.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

ЖУМАДИЛОВА Ж.О.

Республика Казахстан, Казахский Национальный технический университет имени К.И. Сатпаева, г.Алматы, e-mail: zhanar_85@mail.ru

Свойства конструкционной стали характеризуются низкой прокаливаемостью, в связи с чем для них высокие механические свойства после термической обработки могут быть получены только в поверхностном слое. Для получения необходимой структуры и увеличения прокаливаемости улучшаемых сталей в них вводят хром, никель, молибден, вольфрам, марганец, кремний, ванадий и другие легирующие элементы. Высокую ударную вязкость конструкционной стали придает никель. В сочетании с хромом добавки никеля позволяют получать и глубокую прокаливаемость, которая определяет способность стали к равномерному улучшению свойств по всему сечению. Поэтому хромоникелевые улучшаемые стали широко применяют для изготовления крупных тяжело нагруженных изделий (оси, валы, муфты и т.д.).

В работе рассматриваем физико-механические свойства разработанных сплавов. Химический состав сплава №1: 0,18 – С; 0,83 – Mn; 0,4 – Cr; 0,04 – Ti; 0,4 – Ni; ост. – Fe. Сплав №2: 0,56 – С; 0,40 – Mn; 1,40 – Si; 0,9 – Cr; 0,25 – Ni; 0,10 – V; ост. – Fe.

Механические характеристики исследуемых материалов определялись стандартными методами. Твердость измерялась на приборах Бринеля и Роквелла. Измерение модуля сдвига производили на установке [1].

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) исследованных сталей находится в диапазоне 1000-1700 МПа. По этому показателю как стандартные стали, так и разработанные легированные стали показали достаточно высокие значения.

Характеристики относительного удлинения после разрыва (δ_5) и относительного сужения (ψ) находятся на достаточно высоком уровне у исследованных сталей и

позволяют сделать вывод, что разработанные стали могут заменить многие стали и сплавы, используемые в машиностроении, металлургии.

Таблица 1 – Механические характеристики исследованных сталей

№ сплава	σ_b , предел прочности при растяжении, МПа	$\sigma_{0,2}$, предел текучести условный, МПа	δ_5 , относительное удлинение после разрыва, %	ψ , относительно сужение, %	a_n , Дж/см ²	НВ*, не более
Ст.1	1200	1000	9	50	80	270
Ст.2	1900	1700	5	20	65	285

Таблица 2 – Упругие свойства исследованных сталей

№ стали	Модуль сдвига, $G \times 10^6$, Па	Модуль Юнга, $E \times 10^{10}$, Па
1	2	3
Ст.1	8,2035	20,2350
Ст.2	8,3044	20,3642

Анализ упругих и механических свойств исследованных материалов (таблица 2) показал, что прочность большинства разработанных сплавов не ниже прочности стандартных сталей, а у большинства сталей даже выше.

Литература:

Zh.O. Zhumadilova. Development of damping multiple alloyed steels. Monograph. LAP. LAMBERT Academic Publishing, Saarbrucken, Germany. Printed in the USA, U.K. 2011. 138p.

ВОЗМОЖНОСТЬ ИЗУЧЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТРЕХМЕРНОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОСКОПИИ/МИКРОТОМОГРАФИИ

Загвоздин В.П.¹, Голосов Е.В.^{2,3}, Колобов Ю.Р.^{2,4}

¹ Россия, Москва ООО «Системы для микроскопии и анализа, zagvozdin@microscop.ru

² Россия, Белгород, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», golosov@bsu.edu.ru

³ Россия, Черноголовка, Институт проблем химической физики РАН

⁴ Россия, Черноголовка, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН

Одним из развиваемых в последние годы неразрушающих методов исследования и контроля внутренней структуры и строения металлов, сплавов, композиционных, керамических и других материалов является рентгеновская микроскопия/микротомография [1]. Данный метод, получивший в последнее время распространение благодаря развитию приборной базы, становится все более доступным широкому кругу исследователей, в том числе в России. Преимуществом этого метода является возможность проводить изучение внутренней структуры объектов, непрозрачных в видимом диапазоне электромагнитного излучения, без их разрушения с микронным и даже нанометровым разрешением. В применении к неорганическим материалам трехмерная рентгеновская

микроскопия/микротомография позволяет качественно и количественно определить и визуализировать наличие микро- и макронесплошностей различной природы, включая поры, микротрещины, вторичные фазы, в том числе в металлах и сплавах.

Целью настоящей работы было изучение возможности исследования внутренней структуры усталостных трещин, образовавшихся на последних стадиях многоцикловых испытаний, на примере титанового сплава с использованием трехмерной рентгеновской микроскопии/микротомографии.

Трехмерная (3D) рентгеновская микроскопия / микротомография была проведена в Центре коллективного пользования «Микроанализ» в Технопарке «Сколково» с использованием современного рентгеновского микроскопа / микротомографа Xradia VersaXRM-500.

Проведение исследований с использованием современной трехмерной рентгеновской микроскопии/микротомографии позволило выявить особенности структуры усталостной трещины непосредственно внутри образца без его разрушения. При этом трехмерная реконструкция внутреннего объема усталостной трещины позволяет выявить наличие микротрещин и исследовать особенности роста усталостной трещины.

[1] N. Chawla, J.J. Williams, X. Deng, and C. McClimon Three Dimensional (3D) Characterization and Modeling of Porosity in PM Steels //International Journal of Powder Metallurgy. – 2009. – Vol. 45. – No 2. – pp. 19-28.

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА ДОМЕННОГО КОКСА С ПОМОЩЬЮ НЕСПЕКАЮЩИХСЯ МИКРОПОРОШКОВ

ЗЕЛЕНСКИЙ О.И.

Украина, ГП «УХИН», zelensky_ukhin@mail.ru

Технология вдувания пылеугольного топлива в доменном производстве позволяет снизить себестоимость чугуна за счет уменьшения удельного расхода кокса на тонну чугуна. Кокс, используемый в доменных печах с вдувания пылеугольного топлива, должен соответствовать определенному уровню качества, главным образом, по показателям реакционной способности CRI ($\leq 30\%$) и после реакционной прочности CSR ($\geq 60\%$). Но для производства такого кокса необходимо применять хорошо спекающиеся марки угля (жирное и коксовые), которые являются достаточно дорогими.

В данной работе были проведены исследования по улучшению качества доменного кокса с помощью кристаллических (α -модификация) порошков оксида алюминия и карбида кремния с различным уровнем измельчения.

Опыты проводили на угольной шихте с последующим марочным составом (%): Ж-14, К-76, КС-10 (Ad-7, 9%, Sdt-0, 74%, Vdaf-26, 4%, в-13 мм) методом ящичных коксувань на коксовых батареях ЧАО «Макеевкокс». Микропорошки к шихте для коксования вносили путем механического перемешивания в количестве $\leq 0,5\%$ масс. Наиболее оптимальные результаты по улучшению качественных показателей кокса из шихты получены на следующих порошках:

- SiC вибромолотом: снижение CRI на 3,7% и повышение CSR на 10,4%;
- Al₂O₃: снижение CRI на 6,0% и повышение CSR на 8,2%.

Установлено, что влияние типа присадки на качество кокса, существенно зависит от марочного состава шихты. Применение данных присадок особенно актуально для шихты с пониженной спекаемостью.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРА НА ОСНОВЕ ДИМЕТИЛ[2.2.1]ГЕПТО-5-ЕН-2,3-ДИКАРБОКСИЛАТА

ЗЕМЛЯКОВ Д.И., АШИРОВ Р.В., ЛЯПКОВ А.А.

Россия, «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

Одной из основных задач современной химии высокомолекулярных соединений является поиск новых конструкционных материалов отвечающих высоким физико-механическим требованиям. Одним из динамично развивающихся и удобных инструментов, позволяющих получать полимеры на основе циклоалкенов является ROMP (ring opening metathesis polymerization). Наиболее известным продуктом ROMP является полидициклопентадиен (ПДЦПД). Благодаря своим высоким прочностными характеристикам [1] и термостойкости [2] ПДЦПД используется рядом известных фирм (Telene®, Metton®) в процессе производства автомобилей [3].

В работе [4] описывается получение полимера на основе диметил[2.2.1]гепто-5-ен-2,3-дикарбоксилата (ДМК) с использованием оригинального катализатора Хovejды-Грaббса II [5,6]. Как сообщается, полученный полимер обладает высокой температурой полураспада [7], что характеризует его как материал с высокими физико-механическими свойствами. Таким образом, целью данной работы является изучение физико-механических характеристик пластика, получаемого на основе ДМК с использованием оригинального катализатора Хovejды-Грaббса II [8].

Все образцы ПДЦПД и ПДМК были получены в одинаковых условиях и подвергнуты физико-механическим испытаниям согласно: ГОСТ 19109, ГОСТ 11262, ГОСТ 9550, ISO 868-85 и ISO 11357 (Таблица 1)

Таблица 1 - Физико-механические характеристики ПДМК и ПДЦПД

Наименование показателей	ПДМК	ПДЦПД
Твердость по Шору, Д 15:	76	81
Модуль упругости при растяжении Ераст, МПа	1840	1860
Модуль упругости при изгибе Еизг, МПа	1990	1960
Относительное удлинение при разрыве еpp, %	160	7
Прочность при разрыве spp, МПа	34	47,3
Статический изгиб σf, МПа	71,1	81,1
Ударная вязкость по Изоду с надрезом при +23°C (ISO), кДж/м ²	4	3,6
Tстекл °C	111	143

По результатам, приведённым в таблице 1 можно сделать вывод о том, что полимер на основе ПДМК показывает близкие к ПДЦПД физико-механические характеристики, и может служить его альтернативой.

Литература:

1. ОАО «РИАТ» // <http://www.riat.ru/autocomp/rim-dcpd.php>
2. Dimonie D. et al. // Macromol. Symp., 2000, v. 153, p. 123–132.
3. J.C. Mol. Industrial applications of olefin metathesis // Journal of Molecular Catalysis A: Chemical 213 (2004), pp. 39–45
4. Сравнение относительной термостойкости ряда полимеров на основе эфиров эндиковой кислоты. Носиков А.А. , Земляков Д.И. , Русаков Д.А. , Аширов Р.В./ IV

Российская конференция «Актуальные проблемы нефтехимии». 18-21 сентября 2012 г., г. Звенигород, Россия, С. 185-186

5. Пат. 4520181 США: МПК C08F2/00, C08G61/08, C08F2/00.
6. Пат. 2402572 РФ: МПК C08F132/06, C08G61/08, C08F4/80, B01J23/46
7. Коршак В.В., Виноградова С.В. // Успехи химии, 1968, 11, 2024.
8. Пат. 2409420. РФ. БИ. 2011. № 2

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АКРИЛАТНЫХ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПУТЁМ ВВЕДЕНИЯ МИНЕРАЛЬНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

Ильянов С.Н.¹, Додонов В.А.¹, Обьедков А.М.²

¹ННГУ им.Н.И.Лобачевского, г.Нижний Новгород, *ilyanov.sergey@yandex.ru*

²ИМХ РАН им.Г.А.Разуваева, г.Нижний Новгород

Полимеризационное наполнение под действием низкотемпературных радикальных иницирующих систем триалкилборан и металлорганические пероксиды в присутствии окислителя позволяют проводить эффективную прививку на поверхность минеральных наполнителей (до 80%), в том числе на поверхность аэросила [1,2]. Эти результаты позволили проводить модификацию разработанных акрилатных клеевых композиций добавками минеральных наноразмерных наполнителей.

Изученная акрилатная клеевая композиция позволяет склеивать при комнатной температуре без предварительной обработки поверхности термопласты с низкой поверхностной энергией, а именно полипропилен, полиэтилен, поливинилхлорид, фторопласт-4 как между собой, так и с различными металлами (железо, медь, алюминий).

Акрилатная клеевая композиция является двухкомпонентной системой: первый компонент – комплекс триалкилборана с гексаметилендиаммином в качестве овердителя; второй – акрилатная клеевая основа (АКО) - представляет собой вязкогустую смесь метилметакрилата, полиметилметакрилата, бутилакрилата, метакриловой кислоты и различных малых добавок. За счёт изменения соотношений компонентов и введения в АКО малых добавок наполнителей, загустителей, пластификаторов, активаторов можно изменять физико-механические свойства клеевой композиции.

Введение малых добавок минеральных наноразмерных наполнителей позволило увеличить прочность клеевого соединения. Для введения были использованы аэросил, многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), и МУНТ, функционализированные травлением в смеси кислот (ф-МУНТ). Так на подложках Al - Al получены результаты с адгезией до 9,85 МПа при введении 5% аэросила и до 7,3 МПа при введении 3% аэросила (4 МПа для исходной композиции); при введении 0,05% МУНТ прочность возросла до 9,2 МПа, а при добавке 0,3% ф-МУНТ до 16,5 МПа. На подложках ПВХ-Al получены результаты: до 10 МПа и 9,2 МПа при введении 5% и 3% аэросила, соответственно (5МПа для исходной композиции); добавка 0,05% МУНТ увеличивает прочность до 9,3 МПа, добавка 0,1% ф-МУНТ увеличивает прочность до 7,9 МПа.

Литература:

1. Додонов В.А., Дрэгич А.И., Гуцин А.В., Ильянов С.Н. // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2012, №4, С.118-124.

2. Додонов В.А., Дрэгичь А.И. // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2012, №3, С.79-82.

ПЛОТНАЯ КЕРАМИКА ИЗ ХИМИЧЕСКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ КАРБИДА ТИТАНА

Истомин П.В., Истомина Е.И., НАДУТКИН А.В., ГРАСС В.Э.
*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт химии Коми НЦ УрО Российской академии наук
Istomina-ei@chemi.komisc.ru*

Карбид титана TiC относится к классу тугоплавких карбидов. Он имеет температуру плавления более 3000°C, обладает очень высокой твердостью и износостойкостью, что обуславливает перспективность его использования в материалах, предназначенных для эксплуатации в условиях экстремальных термических и механических воздействий. Известно, что спекание керамики на основе TiC до плотного состояния требует применения высоких температур и давлений [1,2]. Использование спекающих добавок позволяет до некоторой степени смягчить условия получения таких материалов, однако проблема спекания TiC сохраняет свою актуальность.

Для решения указанной проблемы представляется перспективным подход, основанный на спекании химически модифицированного порошка карбида титана, на поверхности частиц которого предварительно сформирован слой силицидных фаз, в частности, Ti₃SiC₂. Ранее, в работе [3] нами был предложен новый способ химического модифицирования порошков TiC путём их силицирования в газовой атмосфере SiO при 1300 – 1350 °С. Такая химическая модификация порошков позволяет добиться существенного улучшения их термомеханических характеристик и приводит к более эффективному уплотнению и спеканию. Кроме того, это позволяет сформировать матричную оболочку вокруг каждой частицы TiC ещё до компактирования и спекания порошков и обеспечивает равномерное распределение силицидных фаз в композите. В данной работе показано, что одноосевое горячее прессование модифицированных порошков карбида титана при температуре 1500–1600°C и давлении 10–20 МПа приводит к их резкому уплотнению в интервале температур 1000–1500 °С (рис. 1, а) и позволяет сформировать керамику с однородной микроструктурой, плотностью 4,7 – 4,8 г/см³ и остаточной пористостью менее 1% (рис. 1, б). Прочность на изгиб и трещиностойкость полученной керамики составляют не менее 320 МПа и 6,2 МПа•м^{1/2}, соответственно.

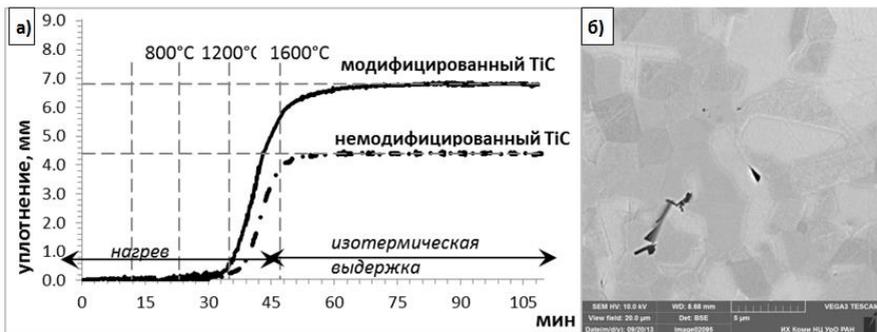


Рис.1. а) - динамика уплотнения порошков в ходе горячего прессования, б) – микроструктура полученной керамики.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН, проект 12-П-3-1038.

Литература

1. Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П. Карбид титана: получение, свойства, применение. М.: Металлургия, 1987, 216 с.
2. Lixia Cheng, Zhipeng Xie, Guanwei Liu, Wei Liu, WeijiangXue. Densification and mechanical properties of TiC by SPS-effects of holding time, sintering temperature and pressure condition // J. Eur. Ceram. Soc. 2012. V. 32. P. 3399–3406.
3. Истомина Е.И., Истомин П.В., Надуткин А.В. Силицирование карбидов титана парами SiO // Журнал неорганической химии. 2012. Т. 57. № 8. С. 1134–1139.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ В ПОРОШКАХ РЕНИЯ

КАЗЕНАС Е.К., ВОЛЧЕНКОВА В.А., ОВЧИННИКОВА О.А., ПЕНКИНА Т.Н., РОДИОНОВА С.К., СМЕРНОВА В.Б.

Россия. Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук, e-mail: kazenass@ultra.imet.ac.

При получении материалов нового поколения большое значение имеет чистота используемых соединений. В настоящей работе представлены результаты по разработке методик определения примесей в порошках рения, синтезированных плазмохимическим методом в ИМЕТ РАН. Для исследований использовали метод атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИСП), который требует переведения анализируемых образцов в раствор. Выбраны кислоты для растворения образцов и получения устойчивых растворов матричных и определяемых элементов-примесей. Растворение порошков рения проводили смесью азотной и хлороводородной кислот (1:3). Исследования проводились на последовательном атомно-эмиссионном спектрометре фирмы «HORIBA JOBIN YVON» – модель «ULTIMA 2» (Франция – Япония). Выбраны оптимальные аналитические параметры. При изучении взаимных влияний определяемых элементов установлено, что при содержании элементов на уровне 0,1 -10 ppm взаимные влияния

не проявляются. Проведенные эксперименты показали, что изменения аналитических сигналов в присутствии макроколичеств Re очень отличаются для разных элементов. Увеличение концентрации рения от 10 до 200 ppm не влияло на аналитические сигналы Al, Ca, Co, Cr, Cu, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Zn. В случае Sn и W с увеличением концентрации рения в растворе до 100 ppm, наблюдалось изменение угла наклона градуировочного графика и сдвиг, который особенно заметен для высоких содержаний матрицы (1000 ppm) и низких концентраций определяемых элементов. На рис.1 представлены калибровочные графики для чистого W и на фоне 1000 ppm Re.

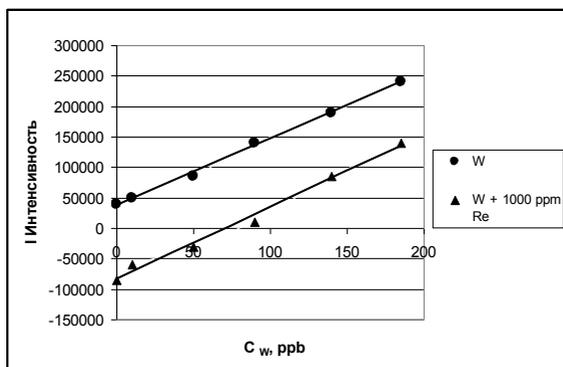


Рис.1 Зависимость аналитического сигнала W от концентрации Re.

Для устранения влияния рения на аналитические сигналы определяемых элементов использовали метод интерактивного согласования матрицы. Анализ проб проводился по программе, разработанной для определения элементов на фоне рения.

Новые методики позволили экспрессно проводить анализ образцов рения и определять в них примеси (Al, Ca, Co, Cr, Cu, Fe, K, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Si, Sn, Ti, W, Zn), начиная от $1 \cdot 10^{-3}\%$, с хорошими метрологическими характеристиками без предварительного отделения матрицы. Относительное стандартное отклонение (S_r) не превышало 0,20. Это сделало возможным контролировать химический состав получаемых порошков рения. Был выявлен источник загрязнений и разработаны рекомендации, позволившие уменьшить содержание примесей.

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ

КАМЕНЕВА А.Л.

*Россия, Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
annkam789@mail.ru*

Условия эксплуатации режущего инструмента (РИ) в значительной степени определяются их поверхностными свойствами. Проблему повышения эксплуатационной стойкости РИ можно решить, создавая и используя

наноструктурированные ионно-плазменные пленки, обладающие высокими физико-механическими свойствами.

Цель исследований заключалась в повышении физико-механических свойств поверхности инструмента из быстрорежущих сталей путем нанесения на их поверхность наноструктурированных многослойных пленок (МП) ионно-плазменными методами.

Механические испытания не упрочненных образцов и тестовых образцов с наноструктурированными МП на основе двухкомпонентных (TiN, ZrN) и трехкомпонентных ($Ti_xZr_{1-x}N$ и $Ti_{1-x}Al_xN$) слоев проводили методом наноиндентации в соответствии с DIN EN ISO 14577-1 с использованием измерительной системы FISCHERSCOPE H100C и в соответствии с Международным стандартом ISO 14577 с использованием Micro-combi tester путем математической обработки серии полученных экспериментальных кривых нагрузки/разгрузки тестового образца с МП. В течение тестовой процедуры нагрузку постепенно увеличивали до заданной величины, а затем снижали до нулевого значения. Нагрузку выбирали в соответствии с правилом Buckle (глубина вдавливания индентора составляла менее 10 % от толщины слоя или МП).

Исследовали следующие характеристики: H (ГПа) – инденторную нанотвердость; $H U_{p1}$ (ГПа) – пластическую твердость, учитывающую только пластическую деформацию, $E^* = E/(1 - \nu^2)$ (ГПа) – приведенный модуль Юнга, где ν – коэффициент Пуассона; H/E – стойкость к упругой деформации; H^3/E^*2 (в дальнейшем H^3/E^2) (ГПа) – стойкость к пластической деформации; W_e (%) – упругое восстановление. Результаты измерений получали в виде распечаток и оформляли в объединенную таблицу измерений.

В результате многочисленных исследований фазового и элементного состава, строения, размера кристаллитов, микронапряжений кристаллической решетки и ФМС двухкомпонентных (TiN, ZrN) и трехкомпонентных ($Ti_xZr_{1-x}N$ и $Ti_{1-x}Al_xN$) пленок в зависимости от технологических и температурных условий осаждения с использованием современного оборудования и методик были разработаны МП, обладающие высокими физико-механическими свойствами:

- Многослойная Ti_xZr -ИБ• $Ti_xZr_{1-x}N$ - Ti_xZr -ИБ• $Ti_xZr_{1-x}N$ пленка на основе наноструктурированных слоев с максимальными объемными долями с-TiZrN₂ (24,4 %) и Zr₃N₄ (66,9 %) фаз, максимальным содержанием Zr (35,02 ат.%), минимальной дефектностью поверхности, максимальной инертностью к обрабатываемому материалу, обладающая высокими ФМС: $H = 36$ ГПа; $E = 213$ ГПа; $W_e = 78$ %; $H/E = 0,18$; $H^3/E^2 = 1,1$ ГПа. Получена при проведении ионной бомбардировки (ИБ) промежуточных металлических Ti_xZr слоев перед осаждением $Ti_xZr_{1-x}N$ слоев пленки;

- Многослойная $Ti_{ЭДИ}$ • TiN_{MP} - $Ti_xZr_{1-x}N_{MP+ЭДИ}$ • $Ti_xZr_{1-x}N_{MP+ЭДИ}$ пленка с объемными долями с-TiZrN₂ (71,5 %) и Zr₃N₄ (13,4 %) фаз, содержанием Zr (36,11 ат.%), с градиентом структуры и состава слоев, минимальной дефектностью поверхности, максимальной инертностью к обрабатываемому материалу, обладающая высокими ФМС: $H = 37$ ГПа; $E = 411$ ГПа; $W_e = 69$ %; $H/E = 0,15$; $H^3/E^2 = 0,8$ ГПа. Получена за счет увеличения степени ионизации плазменного потока при одновременном использовании электродугового испарителя и магнетронного распылителя. ЭДИ – электродуговое осаждение, MP – магнетронное распыление, ЭДИ+MP – одновременное или попеременное протекание процессов ЭДИ и MP;

- Многослойная Ti_{MP} • TiN_{MP} -ZrN_{ЭДИ}• $Ti_xZr_{1-x}N_{MP+ЭДИ}$ пленка с поликристаллическими и наноструктурированными слоями с объемными долями с-TiZrN₂ (19,2 %) и Zr₃N₄ (74,8 %) фаз, содержанием Zr (32,11 ат.%), с градиентом

структуры и состава слоев, минимальной дефектностью поверхности, максимальной инертностью к обрабатываемому материалу, обладающая высокими ФМС: $H = 36$ ГПа; $E = 312$ ГПа; $W_e = 70 \%$; $H/E = 0,12$; $H^3/E^2 = 0,82$ ГПа. Получена за счет увеличения степени ионизации плазменного потока при попеременном и одновременном использовании электродугового испарителя и магнетронного распылителя;

– Многослойная $Ti-TiN \cdot Zr-ZrN \cdot Zr \cdot Ti_xZr_{1-x}N-Zr \cdot Ti_xZr_{1-x}N$ пленка с поликристаллическими и наноструктурированными слоями с объемными долями с- $TiZrN_2$ (31,6 %), Zr_2N (47,9 %) и Zr_3N_4 (20,5 %) фаз, содержанием Zr (35,02 ат.%), с Zr слоями с высокой энергоемкостью, теплопроводностью, сопротивлением истиранию и $Ti_xZr_{1-x}N$ слоями с высокой термической устойчивостью к твердофазным и жидкофазным диффузионным реакциям и окислению при повышенных температурах, минимальной дефектностью поверхности, обладающая высокими ФМС: $H = 45$ ГПа; $E = 436$ ГПа; $W_e = 63 \%$; $H/E = 0,10$; $H^3/E^2 = 0,75$ ГПа. Получена за счет разделения функций между Zr слоями с максимальной теплопроводностью и ZrN, TiN, $Ti_xZr_{1-x}N$ слоями с высокой термической устойчивостью;

– Многослойная $Ti_{\text{ЭДи}} \cdot TiN_{\text{МР}}-Ti_{1-x}Al_xN_{\text{МР+ЭДи}} \cdot Ti_{1-x}Al_xN_{\text{МР+ЭДи}}$ пленка с поликристаллическими и наноструктурированными слоями с объемной долей h- $Ti_3Al_2N_2$ (100 %) фазы, содержанием Al (28,7 ат.%), заданным элементным составом, обладающая высокими ФМС: $H = 36$ ГПа; $E = 356$ ГПа; $W_e = 76 \%$; $H/E = 0,1$; $H^3/E^2 = 1,31$ ГПа. Получена за счет увеличения степени ионизации плазменного потока при одновременном использовании электродугового испарителя и магнетронного распылителя в процессе осаждения $Ti_{1-x}Al_xN$ слоев и образования во время резки оксидного слоя Al_2O_3 , увеличивающего термостойкость МП и сохраняющего ее свойства;

– Многослойная $TiN_{\text{п.с.}} \cdot TiN_{\text{н.с.}}-Ti_{1-x}Al_xN_{\text{н.с.}} \cdot Ti_{1-x}Al_xN_{\text{н.с.}}$ пленка, полученная попеременным осаждением нанокристаллических слоев (н.с.) двухкомпонентного TiN и трехкомпонентного $Ti_{1-x}Al_xN$, обладающая высокими ФМС: $H = 36$ ГПа; $E = 358$ ГПа; $W_e = 76 \%$; $H/E = 0,10$; $H^3/E^2 = 1,31$ ГПа (рис. 1). (п.с.) – поликристаллический слой.

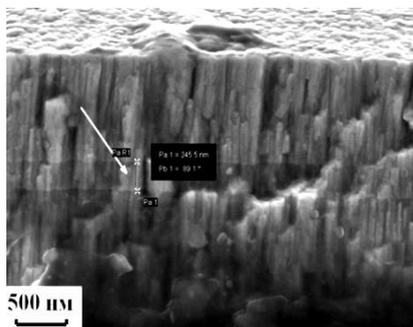


Рис.1. Излом многослойной пленки $TiN_{\text{п.с.}} \cdot TiN_{\text{н.с.}}-Ti_{1-x}Al_xN_{\text{н.с.}} \cdot Ti_{1-x}Al_xN_{\text{н.с.}}$

Сравнение физико-механических свойств быстрорежущей стали Р6М5: $H = 2,8$ ГПа; $E = 210$ ГПа; $W_e = 11 \%$; $H/E = 0,015$; $H^3/E^2 = 0,001$ ГПа позволяет заключить, что МП на основе двухкомпонентных TiN, ZrN и трехкомпонентных $Ti_xZr_{1-x}N$, $Ti_{1-x}Al_xN$ слоев в соответствии с разработанными технологиями их осаждения позволяют многократно повысить упругое восстановление, стойкость к упругой и пластической

деформации быстрорежущей стали, что позволит многократно увеличить стойкость РИ при работе с труднообрабатываемыми материалами.

Аналогичные результаты получены и для инструментов из твердых сплавов [1-6].

Литература

1. Анциферов В.Н., Каменева А.Л., Вдовин С.М., Трофимов Е.М., Шестаков Е.А. Способ нанесения многослойного износостойкого покрытия // Патент RU № 2346078 С2 от 22.03.2007.
2. Анциферов В.Н., Каменева А.Л., Клочков А.Ю., Новиков Р.С. Способ получения износостойкого покрытия // Патент RU 2361013 С23С14/06, С23С 14/16, С23С 14/35, В23В 27/14 Оpubл. 10.07.2009.
3. Анциферов В.Н., Каменева А.Л. Способ получения покрытия на основе сложных нитридов // Патент № 2429311 RU 2 429 311 С1. Оpubл. 20.09.2011.
4. Анциферов В.Н., Каменева А.Л. Способ получения износостойкого и термодинамически устойчивого многослойного покрытия на основе тугоплавких металлов и их соединений // Патент № 2433209 RU, МПК С23С 14/06, С23С 14/35, заявл. 15.06.10, опубл. 10.11.11, Бюл. № 31.
5. Каменева А.Л. Способ получения многослойного покрытия Патент 2487189. МПК С23С 14/24. Оpubл. 10.07.2013. Бюл. 19.
6. Каменева А.Л. Способ получения многослойного износостойкого покрытия. 2494170. С23С 14/24, 14/06. Оpubл. 27.09.2013. Бюл. 27.

АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

КАПРАЛОВ Е.В., РАЙКОВ С.В., ВАЩУК Е.С., БУДОВСКИХ Е.А., ИВАНОВ Ю.Ф., ГРОМОВ В.Е.
*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,
gromov@physics.sibsiu.ru*

Целью работы являлось изучение структуры и фазового состава износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на мартенситную сталь и подвергнутых дополнительной электронно-пучковой обработке.

Методами дифракционной электронной микроскопии экстрактивных угольных реплик установлено, что основной фазой исследуемого материала является твердый раствор на основе α -железа. Упрочняющими фазами, экстрагированными из наплавки, являются, как показывает индицирование микроэлектроннограмм, карбиды железа (Fe_3C), ниобия (NbC и Nb_2C), хрома (Cr_3C_2 и Cr_7C_3), а также карбиды сложного состава $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$ и $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$. Форма частиц преимущественно глобулярная. Размеры частиц изменяются от единиц до сотен нанометров. В отдельных случаях удается показать, что частицы располагаются в виде протяженных прослоек по границам, по всей видимости, зерен α -железа. Дополнительная электронно-пучковая обработка наплавки приводит к формированию в поверхностном слое структуры ячеистой и дендритной кристаллизации субмикронных (200...500 нм) размеров.

Индицирование микроэлектроннограмм, полученных с тонких фольг, выявило, наряду с рефлексами α -железа, рефлексы карбидов железа (Fe_3C), ниобия (NbC и Nb_2C) и хрома (Cr_3C_2 и Cr_7C_3). Основным карбидом является карбид железа, который формирует протяженные прослойки, разделяющие зерна твердого раствора на основе α -железа. Темнопольный анализ структуры карбида железа выявил присутствие большого количества изгибных экстинкционных контуров, указывающих на изгиб-

кручение кристаллической решетки карбидной фазы. Как правило, контуры начинаются и заканчиваются на границе раздела зерен карбида и зерен α -железа, указывая на то, что основными концентраторами напряжений в наплавке являются поверхности раздела карбид / α -фаза.

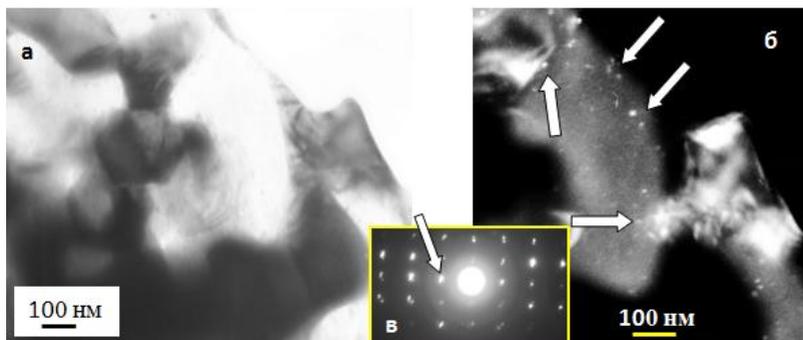


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение наплавки после электронно-лучевой обработки: а – светлопольное изображение, б – темное поле, полученное в рядом расположенных рефлексах $[011]Fe_3C$ и $[021]Nb_2C$, в – микроэлектронограмма, стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле; на (б) стрелками указаны частицы Nb_2C

В наплавке также выявлены карбиды на основе хрома и ниобия. Частицы данных фаз располагаются преимущественно на границе раздела зерен α -железа и прослоек карбида железа (рис. 1). Размеры таких частиц, имеющих глобулярную форму, составляют (80...150) нм. Частицы карбидов преимущественно ниобия выявлены и в объеме зерен α -железа. Частицы располагаются хаотически, имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 5 нм до 20 нм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЕЧАТИ СТРУЙНОГО ПРИНТЕРА НА СВОЙСТВА НАНЕСЕННЫХ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЛОЕВ

КИРПАЛЬ Р.А.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, k_r_o@ukr.net

Одним из новых перспективных направлений применения функциональной струйной печати (inkjet printing) является нанесение диэлектрических шаров керамических конденсаторов. В связи с этим, возрастает необходимость глубокого и всестороннего рассмотрения различных аспектов касательно получения структур оптимального качества. В предыдущих работах [1-2] было проведено тщательный анализ свойств функциональных материалов, а также установлено оптимальные физико-химические параметры чернил для использования в термическом струйном принтере. Однако влияние параметров режимов нанесения печатающего устройства на качество изображения остается актуальной проблемой.

Функциональное керамическое чернило готовили путем диспергирования 5 мас. % нанопорошка BaTiO₃ (20-25 нм) в среде пропилового спирта при добавлении 20 мас. % дисперсанта. Состав и методика приготовления используемого чернила описано в [2]. Полученное чернило печатали на полимерную подложку с помощью термического струйного принтера Canon IP2100. Свойства напечатанных однослойных структур исследовали методом оптической профилометрии.

Однослойные структуры, полученные в результате печати чернила на основе BaTiO₃ обладали сильной адгезией к поверхности подложки. Результаты оптической профилометрии показали, что свойства поверхности полученных образцов существенно отличаются между собой. Согласно соответствующим 2D профилям, толщины сырых керамических пленок, напечатанных в режимах низкого (bad), среднего (medium) и высокого (high) качества соответственно составляют 750,7 нм, 640 нм и 611,4 нм. Кроме того, наблюдалось неоднозначное изменение значений шероховатости для структур, нанесенных при низкой (Ra 49,7 нм и Rz 248,7 нм), средней (Ra 21,2 нм и Rz 75,4 нм), и высокой (Ra 38,1 нм и Rz 82,69 нм) разрешающей способности. Вместе с тем следует подчеркнуть, что подобные высокие значения, в первую очередь, объясняются неравномерностью рельефа субстрата (значения Ra и Rz составляют 143,0 нм и 742,9 нм). Описанные процессы произвольного утончения и зглаживания могут обоснованы с точки зрения процессов взаимодействия между каплей и поверхностью полимера. Как известно, качество печати в струйном принтере зависит от плотности нанесения капель, то есть, печать пленки в режиме высокого качества происходит из наибольшего объема чернила.

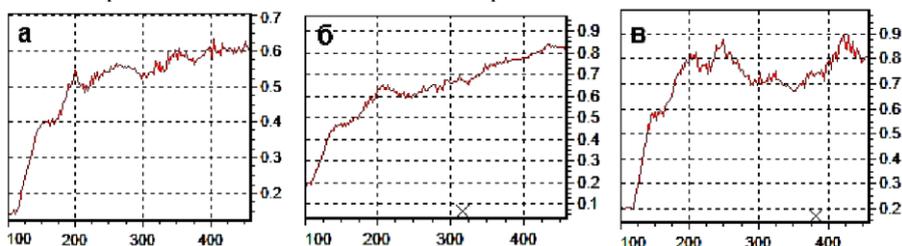


Рис. 1 – 2D профили сырых керамических пленок, нанесенных в режимах а – низкого; б – среднего и в – высокого качества печати.

Очевидно, также, что количество нанесенного чернила влияет на полноту протекания процесса растекания капли по твердой поверхности. Это объясняется стремительным загустеванием объема капли вследствие стремительного испарения высоколетучего чернильного сольвента. Поэтому при нанесении первого шара диэлектрика происходит формирование так называемой «рыхлой» структуры, при чем, тонкие и равномерные слои получаются при большей плотности нанесения чернильных капель.

В заключение со всей определенностью можно утверждать, что тонкие керамические пленки оптимально наносить в режиме наилучшего (high) качества. Следует также отметить, что структуры с наиболее гладкой поверхностью были получены в режиме средней (medium) скорости печати.

Литература

1. Kyrpal R.O., Dulina I.O., Umerova S.O., Nikulin A.G., Ragulya A.V. Inkjet printing of thin dielectric films based on BaTiO₃ // Proc. NAP. 2013. V.2. №1. P. NTF35-1–

NTF35-3.

2. Кирпаль Р.О., Рагуля А.В. Особенности структурно-реологического поведения керамических чернил на основе наноразмерного порошка BaTiO₃. // Нанострукт. материаловед. 2013. Т.10. №2. С. 39–49.

СТАТИСТИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОКРЕМНЕЗЕМИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Клименко Н.Н., Михайленко Н.Ю.

Россия, ФГБОУ ВПО «РХТУ им. Д.И. Менделеева», klimenko.muctr@gmail.com

Актуальной задачей современного материаловедения является разработка высокопрочных и долговечных строительных материалов и изделий. Поэтому в представленной работе при оценке вероятности разрушения и надежности разработанных высококремнеземистых материалов (ВКМ) строительного назначения учитывали статистическую природу прочности.

С целью установления закономерностей распределения значений прочности ВКМ для интерпретации статистической природы разрушения использовали модель слабого звена (распределение Вейбулла) [1]. На основе выборки экспериментальных данных, которые адекватно описываются функцией Вейбулла (рис. 1), проведен статистический анализ разброса значений прочности ВКМ на сжатие. Одно из допущений, которое принимается при использовании модели Вейбулла, состоит в том, что материал является гомогенной средой с одним типом структурных элементов (дефектов), беспорядочно распределенных в объеме материала. В случае присутствия разных типов структурных элементов, определяющих прочность материала, график в координатах $[\ln \ln[1/(1-P)]]$ от $\ln(\sigma)$ будет иметь полимодальную форму и состоять из нескольких прямых линий с разным углом наклона [2, 3]. Зависимость, полученная в результате статистического анализа значений прочности разработанных ВКМ, состоит из трех прямых участков, что может свидетельствовать о наличии в материале трех различных структурных элементов. Роль этих элементов, по-видимому, играют зерна кварцевого песка, доменного шлака и связующее (рис. 2). Причем вероятность разрушения на первом и последнем участках кривой распределения прочности практически одинаковая (близкие значения угла наклона прямых участков).

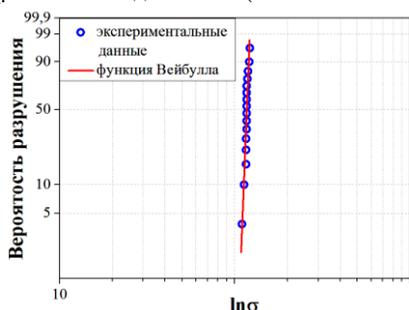


Рис. 1. Распределение вероятности разрушения ВКМ

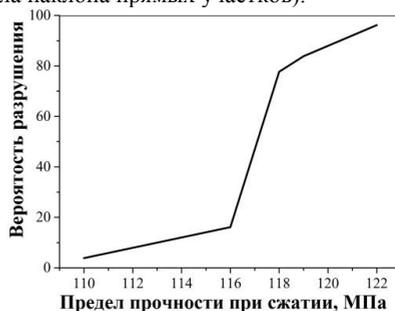


Рис. 2. Распределение величины предела прочности при сжатии для ВКМ

Высокий модуль Вейбулла (около 10) означает однородное распределение материала по прочности и наиболее предпочтителен. Рассчитанный по экспериментальным данным модуль Вейбулла равен 8, что свидетельствует об узком распределении значений прочности разработанных ВКМ и низкой вероятности разрушения изделий на их основе вследствие наличия крупных технологических дефектов (магистральной трещины).

На практике для оценки прочностных характеристик изделий различного размера без проведения дополнительных экспериментов пользуются соотношением $y_2/y_1 = (V_1/V_2)^{1/m}$, которое указывает, что образец объемом V_2 характеризуется той же вероятностью разрушения, что и образец объемом V_1 , если напряжения изменяются от y_1 до y_2 [2]. Графически это выражается в равномерном параллельном сдвиге распределения прочности. При модуле Вейбулла равном 8 изменение прочности при переходе к большому размеру (200×400×200 мм) составит 0.35, т. е. статистическая прочность на сжатие стандартного блока составит 50 МПа.

Список литературы

- [1] Rinne H., The Weibull distribution: a handbook. – CRC Press. 2010. 761 p.
- [2] Никоноров Н. В., Оптическое материаловедение: основы прочности оптического стекла. Учебное пособие / Н.В. Никоноров, С.К. Евстропьев. – СПб: СПбГУ ИТМО, 2009. – 102 с.
- [3] EN 12603:2002 Glass in building – Procedures for goodness of fit and confidence intervals for Weibull distributed glass strength data. – BSI, 2003. – 36 p.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ КЕРАМИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ, СПЕЧЕННЫЙ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ПОРОШКОВ

Клименко С.А.¹, Манохин А.С.¹, Копейкина М.Ю.¹, Колмаков А.Г.², Антипов В.И.²,
Виноградов Л.В.², Просвирнин Д.В.², Лещинская К.В.², Баранов Е.Е.²

¹Институт сверхтвердых материалов им. В.М.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина;

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия, imetran@yandex.ru

Сверхтвердые керамические композиты обеспечивают высокую работоспособность режущих инструментов при обработке изделий из современных конструкционных материалов на основе железа и никеля. В данной работе исследовался сверхтвердый керамический композит, полученный с использованием гранулированных оксидных порошков - ZrO₂-CeO₂ (аэрозольный ультразвуковой распыляющий пиролиз). Анализ порошков показал - гранулы представлены практически правильными сферами диаметром 260-4200 нм. (рис. 1). Спекание керамического композита на основе КНБ проводилось в аппарате высокого давления. Содержание оксидных порошков в шихте - 5% по массе.

Получены образцы с размерами: 7,8 ± 0,2 мм диаметром и 4,4 ± 0,2 мм высотой. Структура композита достаточно равномерна, без пор и локализованных включений (рис. 2). Определены плотность и твердость по Кнуп опытных образцов. Среднее значение плотности партии образцов $\rho_{\text{ср}} = 3,45 \text{ г/см}^3$, инструментальная погрешность измерений 0,004 г/см³, статистическая ошибка (доверительный интервал при доверительной вероятности 95%) - 0,01 г/см³.

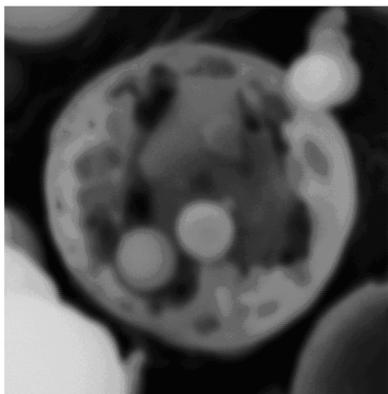


Рисунок 1 - Гранулы

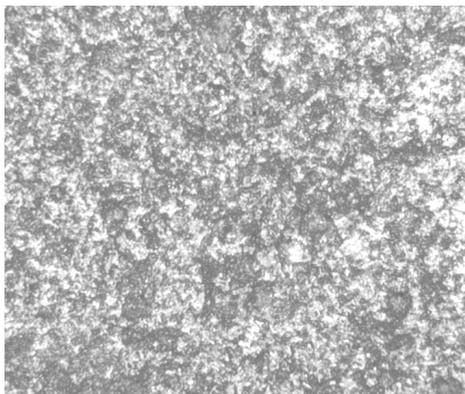


Рисунок 2 - Шлиф керамического композита
(x500)

Твердость полученных образцов: минимальная - $35,9 \pm 2,3$ ГПа, максимальных - $37,3 \pm 1,8$ ГПа, доверительной вероятности 95%.

Таким образом, получены образцы сверхтвердого керамического композит на основе КНБ с достаточно высокими механическими показателями.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 12-08-00318 и Программой РАН П-8

КЕРАМИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЙ МАТЕРИАЛ С ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

КЛИМЕНКО С.А.¹, АНТИПОВ В.И.², КОЛМАКОВ А.Г.², КОПЕЙКИНА М.Ю.¹,
ВИНОГРАДОВ Л.В.², ПРОСВИРНИН Д.В.², ЛЕЩИНСКАЯ К.В.², ХЕЙФЕЦ М.Л.³,
БАРАНОВ Е.Е.²

¹*Институт сверхтвердых материалов им. В.М.Бакуля НАН;*

²*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
Москва, Россия, imetran@yandex.ru*

³*Беларусь, Президиум НАН Беларуси*

Разработка новых керамических материалов инструментального назначения с физико-механическими свойствами (твердостью, прочностью, трещиностойкостью, теплопроводностью и т. д.), которые характеризуются высокой гомогенностью в микрообъемах (при общей макронеоднородности композитов), минимальной пористостью, минимизацией дефектов как по размерам, так и по объемному содержанию, максимальной мелкозернистостью, способствующая надежной и долговечной работе инструмента при эксплуатации, является одним из важных условий развития современного машиностроения. Современная керамика инструментального назначения сочетает в себе комплекс таких свойств, которые в наибольшей степени отвечают современным тенденциям развития лезвийной обработки материалов: повышению скорости резания, расширению номенклатуры труднообрабатываемых материалов, высоким требованиям к качеству обработанной поверхности.

Целью настоящей работы было исследование свойств образцов керамики инструментального назначения на основе ZrO_2 (3 % (мол.) Y_2O_3), спеченной из поликристаллических порошков, полученных способом ультразвукового распылительного пиролиза.

Частицы порошка представляют собой сферы со средним размером -1,1 мкм. Они сформированы из агломерированных в процессе синтеза наночастиц и имеют сложную внутреннюю фрактальную структуру со сферическими порами размерами 0,01-1,0 мкм (рис. 1).

Прочность при изгибе и модуль Юнга образцов композита определяли на универсальной испытательной машине INSTRON 5800 $R_{bm} = 863$ МПа, $E = 211$ ГПа. Коэффициент трещиностойкости композита $K_{Ic} = 13,7$ МПа. Микротвердость образцов определяли с использованием микротвердомера Wolpert Group 402MVD $H_{100} = 13,9$ ГПа.

Для оценки эксплуатационных свойств инструментов, оснащенных керамическим композитом на основе ZrO_2 , на станке повышенной точности 16Б05АФ1 со скоростью резания $v = 3,6$ м/с, подачей 0,015 мм/об и глубиной резания 0,01 мм обрабатывали образцы из алюминиевого сплава АМГ-5. Шероховатость обработанной поверхности оценивали на оптическом профилографе “Микрон-3”.

Полученные результаты позволяют заключить, что обработка поверхностей керамических образцов с сечением единичного среза, формируемым при глубине индентора > 8 мкм, способствует хрупкому разрушению композита, а обработка с высокой скоростью резания - снижению температуростойкости композита. Таким образом, обработку изделий из керамического композита на основе ZrO_2 следует выполнять в условиях низких и средних скоростей резания с малой площадью поперечного сечения срезаемого слоя.

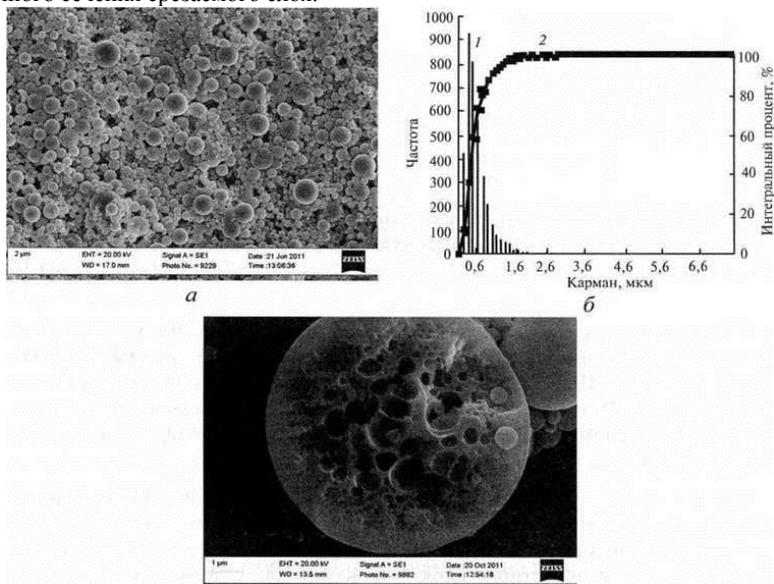


Рис. 1. “Аэрозольный” порошок состава $ZrO_2 + 3\% Y_2O_3$ (А), гистограмма (частота (1) и интегральный % (2)) размеров частиц (Б), скол единичной частицы (В).

Принимая во внимание отмеченные выше механические свойства композиционного керамического материала на основе ZrO_2 , авторы полагают, что его можно эффективно использовать в режущих инструментах при финишной обработке изделий из цветных металлов и сплавов, например алюминиевых, а также в инструментах для резания неметаллических материалов, например хирургических скальпелей. Результаты экспериментальных исследований показали, что формирование на режущем инструменте доведенной режущей кромки с радиусом округления 1-4 мкм снижает высотные параметры шероховатости обработанной поверхности на 20-25 % по сравнению с инструментом, имеющим радиус округления кромки 6-8 мкм.

Абразивная обработка изделий из керамического композита на основе ZrO_2 должна выполняться в условиях низких и средних скоростей резания с малой площадью поперечного сечения срезаемого слоя.

Исследованный керамический композит, полученный из наноструктурированного порошка, может быть эффективно использован в режущих инструментах для финишной обработки изделий из цветных сплавов. Субмикронная структура материала позволяет сформировать режущую кромку с радиусом округления ~ 1 мкм, что обеспечивает получение в процессе обработки поверхности с шероховатостью $Ra = 0,06-0,08$ мкм.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 12-08-00318 и Программой РАН П-8.

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ С ДИБОРИДОМ ТИТАНА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

КОБЗАРЕВА Т.Ю.¹, БАЩЕНКО Л.П.², ГРОМОВ В.Е.³, БУДОВСКИХ Е.А.⁴

*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ)
¹kobzarevatanya@mail.ru, ²luda.baschenko@gmail.com, ³gromov@physics.sibsiu.ru,
⁴budovskih_ea@physics.sibsiu.ru*

Осуществлено легирование поверхности технически чистого титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6 плазмой электрического взрыва углеродных волокон с применением порошка диборида титана. Выявлено, что электровзрывное легирование (ЭВЛ) поверхности титана приводит к формированию упрочненного поверхностного слоя, неоднородного по толщине, изменению элементного состава и структурно-фазового состояния материала. Выявлено, что ЭВЛ сопровождается формированием высокопористого покрытия, содержащего большое количество капельной фракции, микрократеров и микротрещин, характеризующегося весьма неоднородным распределением легирующих элементов (выявлены участки, обогащенные атомами углерода). В совокупности перечисленные факторы могут существенно снижать служебные характеристики обработанного материала.

После ЭВЛ образцы титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6 подвергали электронно-пучковой обработке (ЭПО) на установке «СОЛО». Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что основной фазой упрочненного слоя образцов ВТ1-0 является α -Ti, объемная доля которого после ЭВЛ составляет ~ 17 %; после ЭПО объемная доля α -Ti увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов (E_s) от 50 до 72 %. Вновь образованными фазами являются TiC, TiV₂, Ti₃V₄, C, V₈C. Независимо от режима ЭПО основной из дополнительных фаз является

карбид титана, объемная доля которого после ЭВЛ составляет 60 %. После облучения электронным пучком максимальная доля карбид титана при $E_s = 40$ Дж/см² ~40 %.

В титановом сплаве ВТ6 после ЭВЛ объемная доля α -Ti составляет ~25 %; дополнительные фазы – TiC, TiB₂, Ti₃V₄, V₈C; основной из них является TiC (~58 %). Последующая ЭПО приводит к немоному изменению суммарного содержания вторых фаз с ростом плотности энергии пучка электронов; максимальная суммарная объемная доля вторых фаз (~61 %) фиксируется при $E_s = 45$ Дж/см² (длительность импульсов $\tau = 100$ мкс, количество импульсов $N = 10$ имп., частота импульсов $f = 0,3$ с⁻¹). Относительное содержание карбида титана с увеличением E_s снижается с 37 до 27 %.

В результате исследований показано, что при ЭВЛ микротвердость поверхности упрочнения технически чистого титана ВТ1-0 увеличивается до 14 раз при общей толщине упрочненного слоя ~65 мкм, а титанового сплава ВТ6 увеличивается в ~6,6 раза при общей толщине упрочненного слоя ~50 мкм. Последующая ЭПО поверхности легированного титана ВТ1-0 сопровождается формированием упрочненного слоя толщиной ~100 мкм; смещением максимума микротвердости (более чем в 10 раз превышающего микротвердость объема образца) с поверхности в приповерхностный слой (на глубину ~10 мкм). Последующая ЭПО легированного слоя сплава ВТ6 приводит к увеличению толщины упрочненного слоя до 100 мкм и более; сопровождается формированием приповерхностного (на глубине 10 – 15 мкм) максимума микротвердости, в шесть раз превышающего микротвердость материала в объеме образца. Для титана ВТ1-0 выявлен режим облучения поверхности электровзрывного легирования электронным пучком ($E_s = 45$ Дж/см²; $\tau = 100$ мкс, $N = 10$ имп., $f = 0,3$ с⁻¹), позволяющий повысить износостойкость технически чистого титана в ~8,2 раза и снизить коэффициент трения в ~1,2 раза по отношению к исходному материалу.

Методами электронной дифракционной микроскопии выполнены послойные (рассматривали слои на глубине 8 – 10 и 40 – 50 мкм) исследования структурно-фазового состояния образцов титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6, подвергнутых ЭВЛ и последующей ЭПО. Выявлено, что в модифицированном слое формируется многофазная структура субмикро- и наноразмерного диапазонов дендритного (в технически чистом титане) и зеренного (в титановом сплаве ВТ6) типов. Включения карбида титана практически бездефектны; в зернах α -титана присутствует дислокационная субструктура, выявляются частицы упрочняющих фаз. В зернах титанового сплава ВТ6 формируется структура пластинчатого типа (поперечные размеры пластин 15 – 30 нм).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта № 13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 270Г3.

МЕХАНИЗМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ С УЧЕТОМ ИСПАРЕНИЯ

КОБЗАРЕВА Т.Ю., САРЫЧЕВ В.Д., ХАИМЗОН Б.Б., ГРОМОВ В.Е., СОСКОВА Н.А.

*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ)
gromov@physics.sibsiu.ru*

Целью настоящей работы является выявление механизмов тепловых процессов с учетом испарения и плавления, постановка математической задачи, разработка численной модели и программ расчетов без привлечения подгоночного параметра.

Математическая модель состоит из одномерного уравнения теплопроводности. Вместо того, чтобы решать классическую задачу Стефана, используем следующую методiku сглаживания: вместо температуры плавления T_S и температуры кипения T_L используются температурные интервалы $T_S < T < T_S + \Delta T_S$ и $T_L \leq T < T_L + \Delta T_L$, в которых вещество находится в двухфазном состоянии. Для таких областей произведения теплоемкости на плотность и коэффициент теплопроводности вычисляются по следующим формулам:

$$c\rho = \begin{cases} \frac{L_S \rho_S}{\Delta T_S}, T_S \leq T < T_S + \Delta T_S; \\ \frac{L_L \rho_L}{\Delta T_L}, T_L \leq T < T_L + \Delta T_L; \end{cases} \quad \lambda(T) = \begin{cases} \frac{\lambda_S + (\lambda_L - \lambda_S)(T - T_S)}{\Delta T_S}, T_S \leq T < T_S + \Delta T_S; \\ \frac{\lambda_L + (\lambda_S - \lambda_L)(T - T_L)}{\Delta T_L}, T_L \leq T < T_L + \Delta T_L; \end{cases}$$

В однофазных областях теплофизические параметры считаем постоянными, равными соответствующим табличным значениям. Положение границ раздела определяется по положению температурных интервалов двухфазных областей. Границы раздела фаз при таком приближенном подходе несколько размываются. Однако для расчета этот метод очень удобен, так как решается единственное уравнение с переменным коэффициентом.

Граничные условия принимают вид

$$\text{при } x = 0 \quad \begin{cases} -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = q_0, t < t_1; \\ T = T_L + \Delta T_L, t_1 \leq t < t_0; \\ T = T_L, t_0 \leq t < t_2; \\ \frac{\partial T}{\partial x} = 0, t \geq t_2; \end{cases} \quad ; \quad \text{при } x = l: \quad \frac{\partial T}{\partial x} = 0$$

Момент времени t_1 определяется из условия $T(t_1, 0) = T_L + \Delta T_L$, то есть это время достижения на левой границе условий испарения. В дальнейшем температура границы не меняется, а энергия, подводимая к образцу, идет на испарение до момента времени t_0 . Когда импульс заканчивается в момент времени t_0 , температура левой границы стенки продолжает оставаться постоянной (равной T_L) некоторое время за счет энергии, отданной ранее испаренным газом. Это продолжается до того момента времени t_2 , когда энергия, введенная в образец, не станет равной энергии импульса E_S . С учетом энергии на единицу площади $W(t_2) - W(0) = E_S$ математическая задача состоит в определении поля температур от времени $T(t, x)$, которая является решением приведенной модели. Результаты расчетов распределения температуры в зависимости от времени и от координаты представлены при $E_S = 45$ Дж/см², $t_0 = 200$ мкс. Из представленных зависимостей видно, что температура в образце не превосходит температуру испарения, и следовательно можно определить границу зоны проплавления.

Таким образом, в данной работе разработаны механизмы тепловых процессов при воздействии импульсных потоков энергии. В модели учитывается испарение и плавление материала мишени. Поставлена математическая задача со сменой типа граничных условий, разработана численная модель и программа расчетов без привлечения подгоночного параметра. Выведено уравнение для расчета времени разлета испарившегося материала. Получены численные значения для глубины проплавления в зависимости от удельной энергии. Указываются возможности модели по параметризации экспериментальных данных.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813, грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

КОЗЛОВА Н.А.¹, ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н.¹, КОПЫЛОВ В.И.², БАХМЕТЬЕВ А.М.³, САНДЛЕР Н.Г.³, ТРЯЕВ П.В.³, НОХРИН А.В.¹, БУТУСОВА Е.Н.¹, ЧЕГУРОВ М.К.¹, МИХАЙЛОВ А.Н.³, МЕЛЕХИН Н.В.¹, ЛОПАТИН Ю.Г.¹, БОБРОВ А.А.¹, СМИРНОВА Е.С.¹, ПИРОЖНИКОВА О.Э.¹, ГРЯЗНОВ М.Ю.^{1,5}, ЯШИНА К.В.¹

¹ Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

² Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

³ Россия, ОАО «ОКБМ Африкантов», sandler@okb.nnov.ru

⁴ Россия, Институт проблем машиностроения РАН, gryaznov@nifti.unn.ru

Целью работы является поиск путей решения задачи одновременного повышения прочности и стойкости к особым видам коррозии конструкционных сплавов и сталей, широко используемых в атомном машиностроении и ядерной энергетике, за счет формирования в них субмикроструктурной (СМК) структуры методом равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступала аустенитная сталь 08X18H10T (Fe-0.04C-17.3Cr-9.4Ni-0.3Ti), СМК структура в которой была сформирована методом РКУП при температуре 150-450 °С. Число циклов РКУП варьировалось от N=1 до N=4. Скорость деформирования составляла 0.4 мм/с.

Исследования структуры сталей проводились на оптическом микроскопе Leica IMD RM и растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490 с микроанализатором INCA 350. Рентгенофазовый анализ проводился с использованием рентгеновского дифрактометра «Oxford Diffraction GEMINIS».

Испытания на горячесолевую межкристаллитную коррозию проводились на специальных автоклавных системах ОАО «ОКБМ Африкантов» по режимам, моделирующим условия эксплуатации теплообменного оборудования ядерно-энергетических установок (температура испытания 250 °С, время испытания до 500 ч). Для исследования влияния структурно-фазового состояния границ зерен проводились электрохимические исследования на потенциостате-гальваностате «Р-8» при комнатной температуре в рабочей среде испытания 10% H₂SO₄ + 0.0025 г/л KSCN.

Исследование процесса распада твердого раствора аустенита в стали при РКУП проводилось методом измерения электросопротивления с использованием вихретокового прибора «SIGMATEST 2.069». Микротвердость (H_v) стали измерялась с помощью твердомера «Duramin Struers-5». Для исследований сверхпластических свойств с использованием автоматизированной машины Tinius Olsen H25K-S проводились испытания на растяжение с постоянной скоростью движения захватов с начальной истинной скоростью деформации от 10⁻⁴ до 3·10⁻¹ с⁻¹. Испытания проводились в диапазоне температур 20÷800 °С. Для исследования механических свойств стали использовалась методика релаксационных испытаний, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости σ_0 и физического предела текучести σ_f .

В работе представлены результаты исследований структуры, механических свойств и коррозионной стойкости СМК аустенитной стали 08X18H10T. Показано, что использование РКУП позволяет повысить в 1.5-2.5 раза прочность, а также обеспечить реализацию эффекта сверхпластичности - при повышенных температурах деформации пластичность СМК стали в 2-2.5 раза превышает пластичность

крупнозернистой стали. Проведены фрактографические исследования изломов образцов после испытаний на сверхпластичность и определены механизмы разрушения.

Проведенные испытания показывают, что глубина межкристаллитной коррозии после обработки стали 08X18H10T по оптимальным режимам РКУП в 2.5-3 раза превышает коррозионную стойкость образцов крупнозернистой стали. Аналогичные результаты были получены и при электрохимических (потенциостатических) исследованиях образцов крупнозернистой и СМК стали. Установлено, что масштаб повышения прочности и стойкость к межкристаллитной коррозии при РКУП определяется одновременным протеканием процессов измельчения зеренной структуры, а также деформационно-стимулированного распада аустенита и выделением частиц карбидов.

В работе описаны результаты исследований влияния числа циклов РКУП на стойкость СМК стали к коррозионной усталости в нейтральном водном растворе 3% NaCl. Показано, что параметры коррозионно-усталостной прочности СМК стали (число циклов нагружения до зарождения трещины, число циклов нагружения до разрушения образца, средняя линейная скорость роста трещины) превосходят аналогичные характеристики для стали в состоянии поставки.

В работе предложена модель эволюции структуры аустенитной стали при РКУП, позволяющая объяснить причины одновременного повышения прочности и коррозионной стойкости в СМК стали.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Чегуров М.К.¹,
Мелехин Н.В.¹, Москвичев А.А.^{1,3}, Пискунов А.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Вирясова Н.Н.¹,
Бобров А.А.¹, Смирнова Е.С.¹, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,3}, Яшина К.В.¹

¹ Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nohrin@nifti.unn.ru

² Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, korylov.ecap@gmail.com

³ Россия, Институт проблем машиностроения РАН, gryaznov@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали образцы ультрамелкозернистого (УМЗ) никелида титана $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$, полученные методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП составляла 450 °С, число циклов прессования $N=4$, скорость деформирования 0.4 мм/с.

Образцы крупнозернистого (КЗ) никелида титана имеют смешанную пластинчатую мартенсито-аустенитную структуру. Средний размер пластин достигает 20 мкм, толщина пластин – 0.4 мкм. В структуре встречаются крупные (от 1 до 5 мкм) частицы титана.

В состоянии после РКУП средний размер зерна составляет 130 нм. В структуре образцов после РКУП присутствуют частицы титана, а также 5-7% фазы со структурой типа Ti_2Ni . Следует отметить, что в УМЗ никелиде титана, частицы титана окружены фазой Ti_2Ni , причем формирование таких частиц, согласно результатам рентгеноструктурного анализа, происходит за счет распада аустенита, объемная доля которого после РКУП уменьшается.

С использованием дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) определены температуры фазовых превращения в крупнозернистом и УМЗ никелиде титана. Показано, что при охлаждении фазовый переход протекает с образованием промежуточной R-фазы.

Анализ результатов механических испытаний показывает, что РКУП приводит к увеличению предела макроупругости никелида титана от 760 МПа до 1020-1100 МПа, а предела текучести – к повышению от 1100 МПа до 1800-1860 МПа.

С использованием методики релаксационных испытаний проведен анализ влияния РКУП и последующего отжига на механизмы релаксации внутренних напряжений. Показано, что отжиг УМЗ никелида титана приводит к изменению кинетики и механизмов релаксации внутренних напряжений.

Проведенные исследования показывают, что общий вид кривой релаксации в случае крупнозернистых и УМЗ сплавов TiNi имеет аномальный характер – в области макроупругой деформации наблюдается максимум, характеризующийся напряжением σ^* . Величина напряжения σ^* составляет 220-240 МПа для крупнозернистого сплава и не зависит от температуры его отжига.

В УМЗ сплаве величина σ^* в состоянии после РКУП составляет 270-280 МПа. При увеличении температуры отжига до 300 °С наблюдается уменьшение σ^* до 170 МПа, после чего, при дальнейшем повышении температуры отжига до 800 °С величина критического напряжения σ^* вновь увеличивается до 280-290 МПа.

Показано, что повышение температуры отжига приводит к разупрочнению УМЗ сплава – при повышении температуры отжига от 100 °С до 600 °С наблюдается незначительное уменьшение предела текучести от 1800-1860 МПа до 1600 МПа, а предела макроупругости – от 1020-1100 МПа до 950-980 МПа. При дальнейшем повышении температуры отжига наблюдается разупрочнение УМЗ сплава до прочностных характеристик, сопоставимых с аналогичными параметрами для крупнозернистого сплава – после отжига при T=800 °С величина предела текучести УМЗ никелида титана составляет 1250-1300 МПа, а величина предела макроупругости – 770-780 МПа. (После аналогичного отжига величина предела текучести КЗ никелида титана составляет 1060-1080 МПа, а величина предела макроупругости – 640-650 МПа).

Проведены экспериментальные исследования на растяжение образцов УМЗ никелида титана, на основании анализа которых определены температурные зависимости предела прочности и пластичности. Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на разрушение. Определены доли хрупкой и вязкой составляющей в изломах крупнозернистого и УМЗ образцов после испытаний на растяжение в различных температурно-скоростных интервалах.

С использованием методики электрохимических (потенциостатических) испытаний проведены исследования коррозионной стойкости УМЗ образцов никелида титана в водном растворе 0.9%NaCl по ГОСТ Р ИСО 10993-15-2009. Показано, что коррозионная стойкость УМЗ никелида титана сопоставима с коррозионной стойкостью крупнозернистых образцов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ-БРФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Нохрин А.В.¹, Чегуров М.К.¹, Пискунов А.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Бутусова Е.Н.¹, Бобров А.А.¹, Сахаров Н.В.¹, Смирнова Е.С.¹, Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,3}, Яшина К.В.¹

¹ *Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru*

² *Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com*

³ *Россия, Институт проблем машиностроения РАН, gryaznov@nifti.unn.ru*

Описаны результаты экспериментальных исследований влияния режимов РКУП и термической обработки на коррозионную стойкость субмикрокристаллической (СМК) меди и алюминиевых сплавов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступала медь технической чистоты М1, промышленные алюминиевые сплавы АМгб и АМц, а также модельные алюминиевые сплавы Al-0.3Sc, полученные методом вибрационного литья и последующего РКУП. Равноканальное углового прессование меди осуществлялось при комнатной температуре, алюминиевых сплавов – при температуре 250 °С.

Показано, что в чистых металлах и квазиоднофазных сплавах РКУП оказывает слабое влияние на коррозионную стойкость материалов.

Установлено, что зависимость скорости коррозии УМЗ меди от температуры отжига имеет трехстадийный характер – на стадии возврата (отжиг при температурах ниже температуры начала рекристаллизации) наблюдается уменьшение скорости коррозии, обусловленное снижением плотности дефектов, внесенных в границы зерен при РКУП. Отжиг при температурах выше температуры начала рекристаллизации приводит к развитию аномального роста зерен и повышению скорости коррозии. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии и формирование однородной крупнозернистой структуры.

Отмечается, что немонотонный с максимумом характер зависимости скорости коррозии от температуры отжига УМЗ металлов является весьма неожиданным эффектом, поскольку традиционно предполагается, что формирование более крупнозернистой и равновесной структуры должно приводить к формированию более коррозионно-стойкого состояния. Предложена качественная модель эффекта увеличения скорости коррозии при отжиге УМЗ металлов, основанная на представлениях теории неравновесных границ зерен в металлах.

Описано влияние длительной вылежки при комнатной температуре на коррозионную стойкость УМЗ материалов. Показано, что длительная вылежка при комнатной температуре приводит к уменьшению плотности дефектов в границах зерен УМЗ материалов и, как следствие, к изменению характера зависимости скорости коррозии от температуры отжига. Экспериментально установлено, что в УМЗ алюминиевых сплавах, подвергнутых после РКУП длительной вылежке при комнатной температуре, зависимость скорости коррозии от температуры отжига также имеет трехстадийный характер, однако на первой стадии отжига снижения скорости коррозии не наблюдается.

Проведены исследования механических свойств полученных УМЗ металлов и сплавов и определены оптимальные режимы РКУП и последующей термической

обработки, обеспечивающие формирование однородной ультрамелкозернистой структуры с одновременно повышенной прочностью и коррозионной стойкостью.
Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРИТНО – МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК – 181

КОЛМАКОВ А.Г.¹, ЧЕРНОВ В.М.², ПРОСВИРИН Д.В.¹, ТЕРЕНТЬЕВ В.Ф.¹, ЗАБОЛОТНЫЙ В.Т.¹

¹ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия, e-mail: fatig@mail.ru

²ВНИИИМ им. А. А. Бочвара. Москва, 123098, Россия, e-mail:chernovv@bochvar.ru

Жаропрочная и радиационно- стойкая ферритно – мартенситная сталь ЭК- 181 (система Fe – 12Cr – W – V – Та В – С - N), разработанная в ФГУП –ВНИИИМ, является перспективным конструкционным материалом для ядерных энергетических реакторов. В настоящее время ведутся широкие исследования по термической стабильности этой стали и склонности к низкотемпературному радиационному охрупчиванию, а также изменению механических свойств в широком температурном интервале [1]. Однако практически отсутствуют данные по характеристикам усталостной прочности. Между тем актуализация существующих методик усталостных испытаний и получение важных характеристик усталостной прочности является чрезвычайно актуальным. Дело в том, что если даже материал непосредственно не работает в условиях циклического деформирования такие испытания необходимы, так как методы испытания на усталость и циклическую трещиностойкость, также как методы определения ударной вязкости, оказались чувствительны к структурному состоянию металлических материалов [2].

В настоящей работе проведены исследования механических свойств стали ЭК- 181 при статических и циклических нагрузках при комнатной температуре. Химический состав стали ЭК- 181 представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав

	Содержание элементов, массовая доля %							
	Si	Mn	Ni	Cr	V	Mo	Nb	W
ЭК-181	0,159	0,889	0,047	11,300	0,231	0,012	0,030	1,470

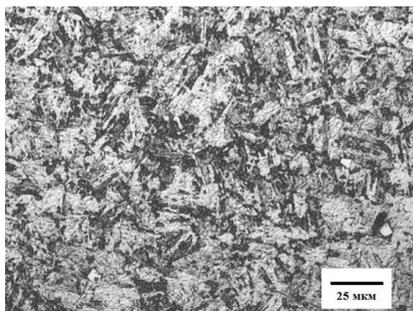


Рис. 1. Микроструктура стали ЭК-181

После традиционной термической обработки (закалка 1100°С, вода/воздух + отпуск, 720°С, 1 час) содержание δ - феррита не превышает 5%. Микроструктура стали после закалки представляет собой мартенситную α - фазу. Высокотемпературный отпуск приводит к выделению карбидных фаз в основном VC и ТаС, а также M₂₃C₆, M₆C и M₃ (рис. 1).

Получены следующие значения механических характеристик: предел текучести $\sigma_{0,2} = 709$ МПа, предел

прочности $\sigma_b = 931$ МПа, относительное сужение $\psi = 65$ %, относительное удлинение $\delta = 17$ %. На рис. 2 поредставлена кривая многоциклового усталости стали ЭК- 181.

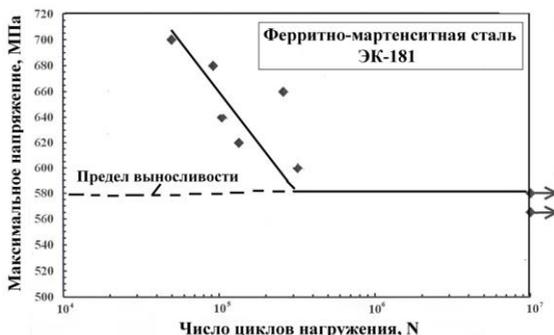


Рис. 2. Кривая усталости ферритно – мартенситной стали ЭК – 181.

Предел выносливости на базе 10⁷ циклов составляет 580 МПа. Отношение предела выносливости σ_R к пределу прочности σ_b составляет 0,61. Обычно для высокопрочных сталей это значение этого отношение не превышает 0,5 [2].

Фактографические исследования показали, что после статического растяжения в центральной области излома наблюдается вязкое ямочное разрушение, характерное для статического растяжения и вторичное, продольное растрескивание материала (рис. 3, а, б) В приповерхностных слоях образцов проявляются сдвиговые моды деформации, а характер разрушения квазихрупкий (рис. 3, в). Одним из механизмов разрушения является образование микропор на частицах, имеющих средний размер 5-10 мкм.

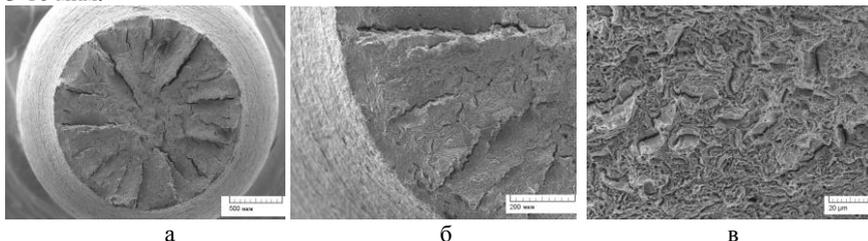


Рис. 3. Фрактография разрушения стали ЭК- 181 после статического растяжения

На рис. 4 представлены фактографические картины усталостного разрушения образца из стали ЭК- 181, испытанного при максимальном напряжении цикла 700 МПа (число циклов до разрушения – 5.104). На общем виде излома (рис. 4.1) видны основные зоны (зоны усталостного разрушения и зоны статического долома). Поверхность зоны усталостного разрушения более плоская и ровная, чем зона статического долома. В зоне стабильного разрушения наблюдаются гребенчатые образования вытянутые по направлению роста усталостной трещины. Между гребнями отчетливо наблюдаются типичные усталостные бороздки (рис. 4, б).

На стадии ускоренного распространения усталостной трещины расстояние между усталостными бороздками увеличивается и составляет ~ 1 мкм (рис.4, в). На рис. 4, г

представлена картина разрушения в области перехода от усталостного разрушения к статическому долому. Статический долом связан с типичным вязким ямочным разрушением.

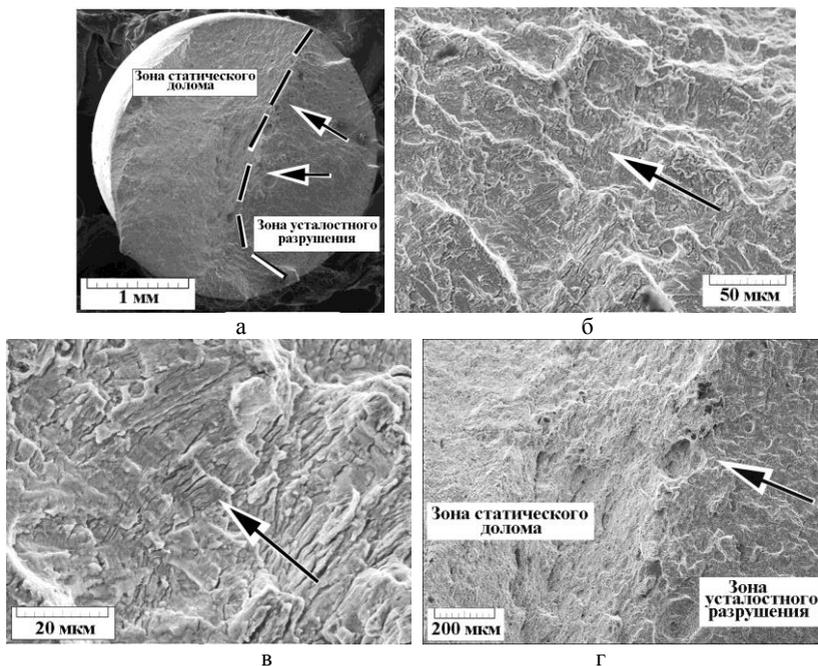


Рис. 4. Фрактография поверхности усталостного разрушения стали ЭК-181

Литература

1. Леонтьева – Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно – мартенситной стали ЭК – 181 (RUSFER-EK – 181). Перспективные материалы, 2006, №6, с. 40 – 50.
2. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов, М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013, 514 с.

ПОЛУЧЕНИЕ ОКСИНИТРИДНОЙ КЕРАМИКИ ИЗ ПОРОШКА, ПОЛУЧЕННОГО ПОЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ

КОЛМАКОВ А.Г.¹, АНТИПОВ В.И.¹, САМОХИН А.В.¹, ПРОСВИРИН Д.В.¹, АЛЕКСЕЕВ Н.В.¹,
АНИКИН В.Н.³, ВЕПРИНЦЕВ К.В.⁴, СИНЕЛЬНИКОВ А.А.⁶, КУФТЫРЕВ Р.Ю.⁵, БАРАНОВ Е.Е.¹,
ЛЕЩИНСКАЯ К.В.¹

1 - ИМЕТ РАН, 2 - ОАО НИИ Стали, 3 - ООО "П.С.П.". 4 - ООО Завод технической
керамики, 5 - РХТУ им. Д.И. Менделеева», 6- ВГУ

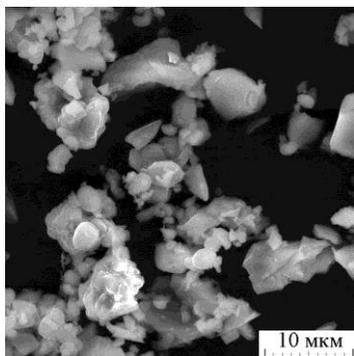


Рис. 1. Смесь порошков, полученных плазмохимическим синтезом: крупные порошинки - Al_2O_3 , мелкие AlN .

спекание смеси порошков проводится при температуре до 1700 °С. Графитовые пресс-формы для предотвращения влияния углерода были покрыты обмазкой из нитрида бора на спиртовой основе.

Один из подходов к получению оксинитридной керамики основан на совместном реакционном спекании смеси порошков оксида алюминия и нитрида алюминия с рядом добавок. В данной работе рассматривался процесс спекания смеси порошков Al_2O_3 и AlN (40:60) с активацией давлением. В качестве исходных материалов использовались порошки, полученные методом плазмохимического синтеза [1-2].

Такой метод очень производителен и позволяет получать чистые исходные продукты (99,95%). Процесс осуществляли в вакуумной камере при температурах 1650 и 1900 °С и давлении 200-270 кг/см². Время процесса варьировалось в пределах 10...12 мин. Температуры были выбраны для проверки литературных данных, согласно которым

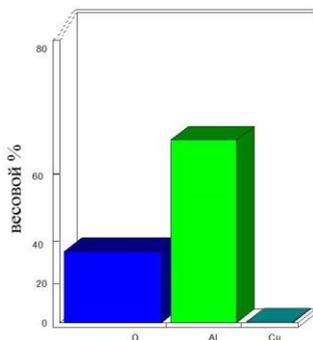
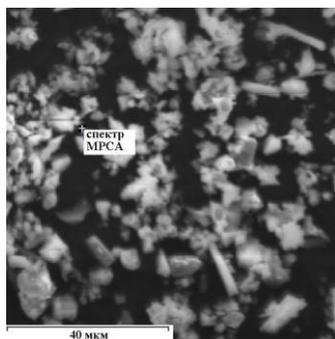


Рис. 2. Исследование частицы порошка Al_2O_3 , полученного плазмохимическим синтезом, с применением метода МРСА.

Вакуумную камеру подвергали двум последовательным циклам "продувка азотом - откачка до остаточного давления 10^{-2} ... 10^{-3} мм. рт. ст. Были получены таблетки толщиной 5...6 мм и диаметром 30...60 мм. Время выдержки не оказывало влияние на процесс спекания. Образцы полученные при температуре вблизи 1700 °С показали

неплохие механические свойства: предел прочности на изгиб $\sigma_{и} = 115...140$ МПа, вязкость разрушения $K_{Ic} = 3,9...4,6$ МПа \cdot м $^{-1/2}$, микротвердость $H_{\square} = 700...1200$. Если сравнивать с показателями, обычно приводимыми для керамики типа ALON, то оказывается, что полученный материал в 2...2,4 раза превосходит его по значениям K_{Ic} , сопоставим с ним по твердости и примерно в 2 раза уступает по прочности на изгиб.

На разброс механических свойств и их уровень негативное влияние оказывает обнаруженное наличие пористости. Рентгенографические исследования показали, что полученный материал представляет собой композит 49% AlN - 52 % Al₂O₃, но без присутствия фазы Al₂₃O₂₇N₅. Более подробные исследования, проведенные методом дифракции и анализа электронограмм, позволили установить, что в материале присутствуют две фазы типа Al-N-O. Одна из которых соответствует аналогу Al₂₃O₂₇N₅ - Al₂₈O₃₅N₅ в кристаллической и аморфной форме.

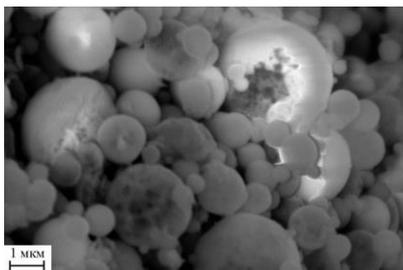


Рис. 3 Порошок Al₂O₃, полученный методом ультразвукового пиролиза

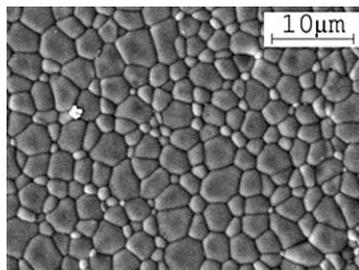


Рис. 4. Материал с плотностью 99,2%, спеченный из порошков, полученных методом ультразвукового пиролиза.

Исходя из этого можно сделать вывод, что процесс синтеза Al₂₃O₂₇N₅ при указываемом в литературе значении температуры 1700 °С только начинается, а для его завершения требуются большие значения, которые позволят также значительно снизить пористость. Этот вывод подтвердили положительные результаты спекания при 1900 °С. Образцы, полученные в результате спекания, отличались темным оттенком цвета, что связано с наличием в них углерода. Применение обмазки, предотвращая прямую диффузию в твердой фазе углерода из графитовых пресс-форм в образцы, но не позволяет устранить диффузию через газовую фазу. Увеличение температуры спекания приводит к увеличению переноса углерода в образец. Таким образом, указанный подход продемонстрировал перспективность его использования.

Дополнительным преимуществом является высокая производительность метода плазмохимического синтеза, позволяющая в дальнейшем обеспечить серийное производство оксинитридной керамики. Для устранения выявленных недостатков данного подхода необходимо проведение дальнейших исследований в направлении устранения из технологии присутствия графита и использования температур в интервале 2000...2100 °С. Повышение температур и, возможно, использование дополнительных методов активации процесса спекания (химического, плазменного и др.) позволит получать изделия из рассматриваемой керамики без применения давления. Это позволит исключить влияние материала пресс-форм и получать изделия сложной формы.

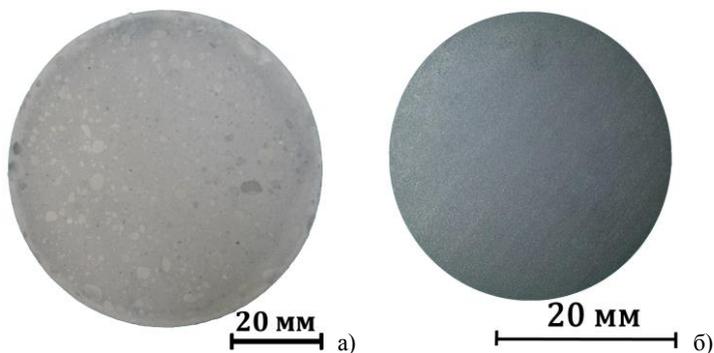


Рис. 5. Образцы, полученные спеканием под давлением из смеси порошков $Al_2O_3 - AlN$: а) при 1650 °С, б) при 1900 °С.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 12-08-00318 и Программой РАН П-46.

Литература

1. Цветков, Ю.В. Плазменная металлургия – перспективная технология XXI века // *Металлы* 2001. № 5. С.24-31.
2. Цветков Ю.В. Самохин А.В., Алексеев Н.В. Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов // *Химия высоких энергий*, 2006. Т.40, №2. С.120-126.
3. Колмаков А.Г., Баринов С.М., Алымов М.И. Основы технологий и применение наноматериалов - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013 - 208 с.
4. Колмаков А.Г. Антипов В.И. Цветков Ю.В., Самохин А.В. и др. Оценка возможных подходов к синтезу оксинитрида алюминия // *Интеграл*, 2014. №2,3 (75). С.4-7.

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ КОМПОЗИТА ПОЛУЧЕННОГО ИЗ ПОРОШКОВ СОСТАВА $ZrO_2 + 3\% Y_2O_3$

Колмаков А.Г.², Клименко С.А.¹, Антипов В.И.², Копейкина М.Ю.¹,
Виноградов Л.В.², Просвирнин Д.В.², Лещинская К.В.², Хейфец М.Л.³,
БАРАНОВ Е.Е.²

¹Институт сверхтвердых материалов им. В.М.Бакуля НАН;

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
Москва, Россия, imetran@yandex.ru

³Беларусь, Президиум НАН Беларуси

Представлены результаты исследований керамического композита, спеченного из порошков на основе ZrO_2 , полученных методом ультразвукового распылительного пиролиза. С применением методов склерометрирования и микрорезания единичным алмазным зерном дана оценка прочностным и деформационным свойствам поверхностных слоев композита, полученного из данных порошков, а также показана возможность его применения в процессах финишной обработки цветных металлов. При создании композитов, применяемых в режущих инструментах, важно иметь представление не только об объемных прочностных параметрах материалов, но и о

прочностных и деформационных свойствах их поверхностного слоя. Это важно как с точки зрения выбора эффективной области применения режущего инструмента, так и для выбора условий изготовления самих инструментов, в частности технологий их заточки.

Эффективным решением проблемы повышения прочностных свойств керамических композитов инструментального назначения является применение для их изготовления оксида циркония ZrO_2 наноразмерного ряда. Свойства керамических материалов в значительной мере определяются характеристиками исходного порошкового сырья.

Проведен ряд экспериментов по склерометрированию поверхностного слоя керамических образцов алмазным индентором и по моделированию процесса обработки керамических образцов микрорезанием единичным абразивным зерном, представленным коническим алмазным индентором. Применяли инденторы с углом 120° и радиусом при вершине 0,2 мм. Основным параметром, полученным при проведении экспериментов, является удельная энергия микрорезания - энергия, затраченная на единицу объема материала, удаляемого при микрорезании образца единичным зерном (индентором) и образовании канавки (следа). Зависимость удельной энергии микрорезания от площади сечения следа от индентора представлена на рис. 1.

Показано, что порошки на основе ZrO_2 , полученные методом аэрозольного ультразвукового пиролиза, характеризуются правильной сферической формой отдельных субмикронных частиц со средним размером ~ 1 мкм. Частицы состоят из агломерированных в процессе синтеза наночастиц со средним размером ~ 10 нм и имеют сложную пористую внутреннюю структуру.

Правильная форма частиц порошков обеспечивает высокую технологичность процесса получения из них керамического композита, который имеет высокие плотность и механические свойства, характерные для наноструктурных материалов.

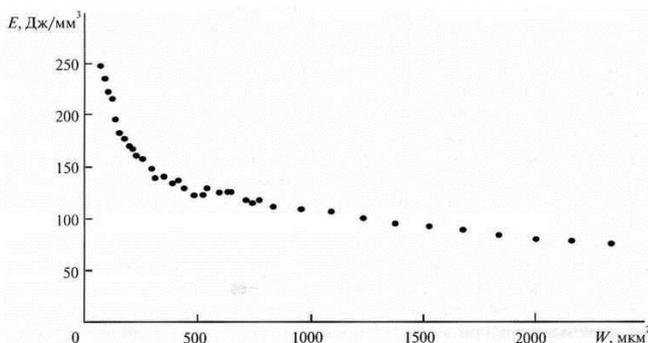


Рис. 1. Зависимость удельной энергии микрорезания единичным зерном от площади сечения следа в поверхностном слое образца; $v_s = 15$ м/с.

Исследованный керамический композит, полученный из наноструктурированного порошка, может быть эффективно использован в режущих инструментах для финишной обработки изделий из цветных сплавов. Субмикронная структура материала позволяет сформировать режущую кромку с радиусом округления ~ 1 мкм,

что обеспечивает получение в процессе обработки поверхности с шероховатостью $Ra = 0,06-0,08$ мкм.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 12-08-00318 и Программой РАН П-8.

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛАТУНИ Л70

КОНЬКОВА Т.Н.¹, МИРОНОВ С.Ю.¹, КОРЗНИКОВ А.В.¹, КОРЗНИКОВА Г.Ф.¹,
МЫШЛЯЕВ М.М.²

¹*Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов, konkova_05@mail.ru, S-72@mail.ru, korznikov@imsp.ru, korznikova@anrb.ru*

²*Россия, Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, mr-mmm@yandex.ru*

В данной работе изучалась микроструктура, сформировавшаяся в ходе криогенной прокатки латуни Л70. Предполагалось, что криогенные условия деформации, а также очень низкая энергия дефекта упаковки данного материала должны были способствовать активизации механического двойникования и формированию деформационных полос, таким образом, могли интенсифицировать формирование нанокристаллической структуры. Микроструктурные исследования в основном осуществлялись посредством автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

После криогенной прокатки на 90% обжатия было выявлено формирование очень специфической структуры. В относительно большом масштабе она была представлена крупными (шириной ~100 мкм) зернами, вытянутыми в направлении прокатки. Данные зерна характеризовались чередующимися кристаллографическими ориентировками, близкими к альфа-текстуре ($\langle 110 \rangle$ // направлению нормали к плоскости прокатки) и бета-текстуре (приблизительно $\langle 112 \rangle$ // направлению нормали). Внутри этих текстурных полос выявлялась развитая субструктура, состоящая из механических двойников, деформационных полос и субзерен. Показано, что зерна, принадлежащие к бета-текстуре, характеризовались более плотной субструктурой.

Доля двойниковых границ составляла около 10% от удельной поверхности всех границ разориентации, свидетельствуя об интенсивном механическом двойниковании.

Плоскости залегания деформационных полос и малоугловых границ были близки к $\{111\}$. Средний размер субзерен составлял ~0,5 мкм, а средняя разориентировка на их границах ~5°. С другой стороны, внутри деформационных полос имело место образование зеренной структуры со средней величиной зерен ~0,5 мкм.

Несмотря на активное механическое двойникование, криогенная прокатка, сама по себе, не привела к формированию однородной нанокристаллической структуры. Образовавшуюся микроструктуру можно охарактеризовать как зеренно-субзеренную. Предполагается, что использование перекрестной прокатки может активизировать механическое двойникование и образование деформационных полос и, таким образом, будет способствовать формированию более однородной ультрамелкозернистой микроструктуры.

УПРУГИЕ СВОЙСТВА НИТРАТА ЛИТИЯ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

КОРАБЕЛЬНИКОВ Д.В., ЖУРАВЛЕВ Ю.Н.
Россия, КемГУ, dkorabelnikov@yandex.ru

Нитрат лития применяется в качестве конструкционного и технологического материала, компонент разнообразных составов, в том числе пиротехнических, тепло- и энергоаккумулирующих. При нормальных условиях LiNO_3 кристаллизуется в ромбоэдрическую структуру кальцита. При нагревании нитрат лития разлагается с выделением кислорода. Электронные свойства нитрата лития широко изучены, однако первопринципные исследования упругих свойств отсутствуют. Это связано с тем, что адекватные расчёты весьма трудоёмки и требуют для сложных соединений значительных вычислительных ресурсов.

В настоящей работе расчёты упругих постоянных выполнены с помощью пакета CRYSTAL09 [1]. В вычислениях использовался базис линейных комбинаций атомных орбиталей (ЛКАО) в рамках теории функционала плотности [2]. Первопринципное определение кристаллической структуры проводилась с помощью минимизации полной энергии, межатомных сил и смещений. Сходимость по энергии не хуже 10^{-7} эВ. Упругие постоянные рассчитывались с использованием второй производной энергии по деформациям. В таблице 1 приведены упругие постоянные (ГПа), рассчитанные для нитрата лития. Пять из них являются независимыми, тогда как постоянная $C_{66} = (C_{11} - C_{12})/2$.

Таблица 1

C_{11}	C_{22}	C_{33}	C_{12}	C_{13}	C_{23}	C_{44}	C_{55}	C_{66}
114.4	60.2	39.2	20.3			16.9		37.6

Важным показателем стабильности кристаллической структуры LiNO_3 является механическая устойчивость, критерии которой определяются упругими постоянными: $C_{44} > 0$, $C_{11} > C_{12}$, $(C_{11} + 2C_{12})C_{33} > 2C_{13}^2$. Эти условия для нитрата лития, очевидно, выполняются (табл. 1). Также из табл. 1 видно, что упругие константы имеют существенно анизотропный характер ($C_{33}/C_{11} = 0.53$, $C_{13}/C_{12} = 0.52$, $C_{66}/C_{44} = 2.22$) и это отражает структурные особенности кристаллических оксианионов. Известно, что сильная анизотропия упругих свойств может приводить к появлению микротрещин.

Для описания упругого поведения кристаллов наряду с упругими постоянными используются такие параметры как модуль всестороннего сжатия B , сдвига G , Юнга E , коэффициент Пуассона μ . Реальные материалы являются поликристаллическими системами, представляющими собой агрегированную смесь микрокристаллов со случайной взаимной ориентацией. Одним из распространённых способов оценки упругих характеристик поликристаллических материалов является усреднение величин, получаемых при расчетах монокристаллов, известная как процедура Фойгта(V)- Реусса(R)- Хилла(H). Аппроксимация упругих констант дают асимптотически максимальные (метод Фойгта) и минимальные (метод Реусса) значения модулей. Полученный набор упругих модулей оказывается полезным для оценок ряда других физических свойств поликристаллических материалов (табл. 2): поперечные v_T , продольные v_L компоненты скорости звука (м/с), среднюю скорость звука $\langle v \rangle$ (м/с) и температуру Дебая Θ_D (К).

Таблица 2

B_R	B_H	G_H	E	μ	v_L	v_T	$\langle v \rangle$	Θ_D
43.7	46.7	26.2	66.2	0.264	5835	3304	3674	515.5

Известно, что если $G_H/B_H < 0.5$, то материал скорее пластичный, в противном случае – хрупкий. Из табл.2 следует, что для нитрата лития $G_H/B_H = 0.56$, то есть $LiNO_3$ скорее хрупкий материал. Кроме того, для ковалентных кристаллов отношение $G_H/B_H \sim 1.1$, тогда как для ионных ~ 0.6 . Для $LiNO_3$ отношение модулей сдвига и сжатия ~ 0.6 указывает на его ионность. Отношение G/B может также характеризовать твердость материала. Так, в алмазе, где твердость равна 96 ГПа отношение $G/B = 1.208$, в гексагональном BN (50-60 ГПа) – 0.846, в корунде Al_2O_3 (20-27 ГПа) – 0.65. Соотношение Пуассона дает информацию о характеристиках сил связи. Так, $\mu = 0.25$ есть нижний предел для центральных сил в твердых телах и при μ существенно меньших, межатомные силы являются нецентральными. Для типично ионных кристаллов $\mu \sim 0.25$, тогда как для ковалентных ~ 0.1 .

Список литературы

1. Dovesi R., Saunders V.R., et al. CRYSTAL09 User's Manual, 2010. P. 258
2. Perdew J.P., Wang Y. // Phys. Rev. B. 1992. V. 45. pp. 13244-13249.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ «ЕСТЕСТВЕННЫХ» НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ ТИПА Bi_2Te_3

КОРЖУЕВ М.А., КАТИН И.В.

Россия, ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН, E-mail: korzhuev@imet.ac.ru

Исследование нано - структур (НС) термоэлектрических материалов (ТЭМ) является новым, перспективным направлением современного материаловедения [1]. Для практических приложений особый интерес представляют устойчивые НС ТЭМ с периодами идентичности $x = 1 - 100$ нм, обладающие пониженной теплопроводностью κ и соответственно повышенной термоэлектрической добротностью $Z \sim 1/\kappa$ [1, 2]. При этом все НС ТЭМ можно условно подразделить на «искусственные» и «естественные». Первые получаются с помощью дополнительных технологических операций (измельчение, введение «квантовых точек» и др.). Вторые образуются естественным путем в процессе кристаллизации и последующего охлаждения образцов (сверхструктуры, распад пересыщенных твердых растворов и др.). При этом оба типа НС ТЭМ обладают пониженной термодинамической устойчивостью, хотя в ряде случаев устойчивость «естественных» НС оказывается выше [2, 3].

В настоящей работе рассмотрены особенности деформации и разрушения «естественных» НС на основе слоистых кристаллов типа Bi_2Te_3 с периодами идентичности $x \sim 3$ нм, возникающим при сверхструктурном упорядочении образцов. Сверхструктуры на основе Bi_2Te_3 сохраняют свою устойчивость вплоть до температуры плавления соединения ($T_m = 858$ К), однако прочность материала за счет образования НС при $T < T_m$ снижается. В частности, образцы Bi_2Te_3 легко скалываются по плоскостям спайности (0001), между слоями могут быть интеркалированы быстро диффундирующие примеси (Cu, Ag, Li, H и др.), изменяющие характеристики образцов [4- 6]. Испытания образцов производились на сжатие, а также на изгиб по трех - точечной схеме, в направлениях параллельном и перпендикулярном тригональной оси кристаллов. Интеркаляцию меди в образцы проводили методом автоэлектрохимического легирования (АЭХЛ), водорода – путем катодного насыщения при электролизе воды [3, 5]. Характер деформации и

разрушения образцов соответствовал случаю слоистых кристаллов со слабыми межслоевыми связями (Рис.1 и 2).

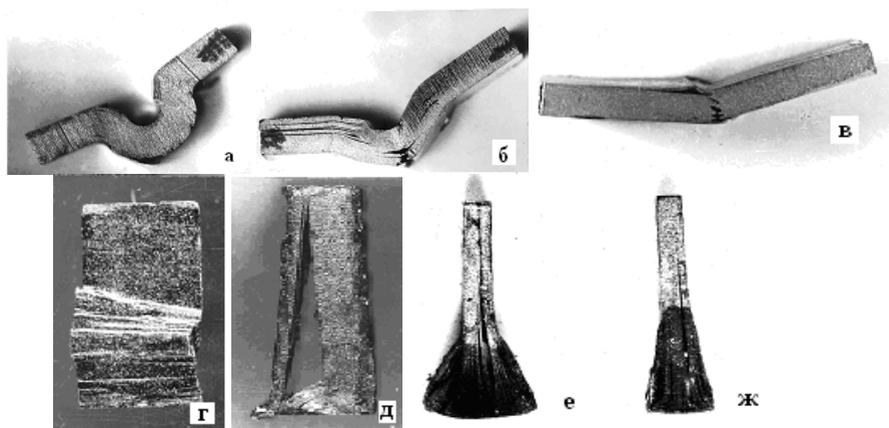


Рис.1. Результаты испытаний на изгиб по трехточечной схеме (а – в), на сжатие (г – д) и на водородное разрушение (е – ж) ($T = 300 \text{ K}$). Образцы: а, е - Bi_2Te_3 ; б - $\text{Bi}_2\text{Te}_3\langle\text{Cu}\rangle$; в - $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,85}\text{Se}_{0,15}$; г – д, ж - $\text{Bi}_2\text{Te}_{2,88}\text{Se}_{0,12}$. Направление деформации: а, в - $P // \bar{3}$; г, д - $P \perp \bar{3}$. Пределы прочности образцов, σ_B , МПа: а – 8; б – 20; в – 55; г – 80; д – 60. Увеличение: а – д $\sim 3^{\times}$; е – ж $\sim 2,5^{\times}$.

В «естественных» НС на основе слоистых кристаллов типа Bi_2Te_3 наблюдали ряд новых физических эффектов, отсутствующих в обычных полупроводниках. В частности, при испытаниях на изгиб наблюдалась аномальную Ω -образную форму прогиба образцов (а, б, рис.1) [5]. Эффект был объяснен с помощью «модели параллелограмма», разработанной в [5]. При интеркарировании меди в межслоевые щели наблюдали аномальный рост предела прочности кристаллов при конверсии электронной проводимости ($p \rightarrow n$) ($\sigma_B = 8 \rightarrow 45 \text{ МПа}$) [4]. Эффект был связан с нарушением баланса Ван-дер-ваальсовой и металлической компонент химической связи, обеспечивающих общую прочность межслоевых связей в Bi_2Te_3 [4]. Также был обнаружен эффект сверхбыстрого водородного разрушения кристаллов Bi_2Te_3 , приводящий к «вспучиванию» образцов (е, ж, рис.1) [6].

Все наблюдавшиеся эффекты (рис.1) определялись пониженной прочностью и соответственно низкой устойчивостью НС типа Bi_2Te_3 относительно внешних воздействий. Так внешние механические напряжения и интеркаляция водорода приводили к быстрому разрушению образцов (рис.1) [5, 6]. С другой стороны, интеркаляция меди вела к упрочнению межслоевых связей и соответственно материала в целом [3]. При этом роль межслоевых плоскостей с периодом идентичности $x \sim 3 \text{ нм}$ в определение физических характеристик кристаллов снижалась, что условно показано на рисунке стрелкой (а, рис.3). В результате сплавы $\text{Bi}_2\text{Te}_3 \langle\text{Cu}\rangle$ смещались из области неустойчивости НС ТЭМ в область кристаллического состояния с $x \sim 0,3 \text{ нм}$, соответственно их свойства приближались к свойствам обычным кристаллам [11].

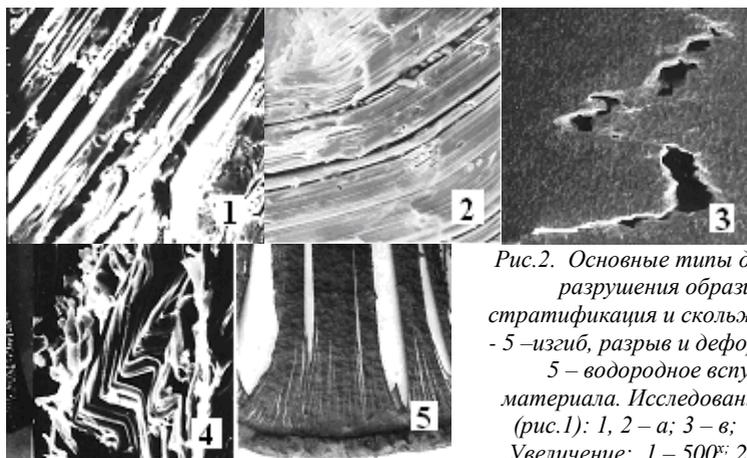


Рис.2. Основные типы деформации и разрушения образцов. 1 – стратификация и скольжение слоев; 2 – 5 – изгиб, разрыв и деформация слоев; 5 – водородное вспучивание материала. Исследованные образцы (рис.1): 1, 2 – а; 3 – в; 4 – д; 5 – е) Увеличение: 1 – 500 \times ; 2 – 1000 \times ; 3 – 25 \times ; 4 – 750 \times ; 5 – 100 \times .

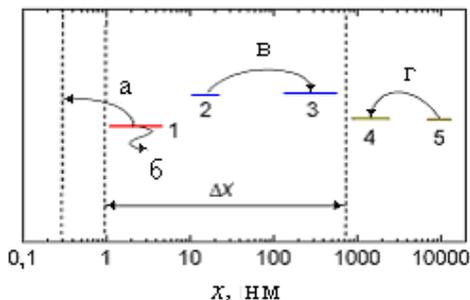


Рис.3. Изменение периода идентичности χ НС на основе Bi_2Te_3 при различных внешних воздействиях. а и б - интеркаляция меди и водорода; в и г - прессование порошка; б – водородное разрушение кристалла. Образцы: 1 - монокристаллы; 2, 5 - порошки; 3, 4 - металлокерамика. Δx - область пониженной устойчивости НС [3].

Отмеченный характер стабилизации «естественных» НС типа Bi_2Te_3 (а, рис.3) существенно отличается от механизма стабилизации «искусственных» НС ТЭМ, получаемых из ультрадисперсных порошков ($x \sim 10$ - 20 нм) (2, рис.3). В последнем случае образцы за счет коагуляции нано - частиц в процессе прессования испытывали «эффект выталкивания» из нано - области ($x \sim 10 \rightarrow 300$ нм). «Выталкивание» происходило в сторону области квази - устойчивого поликристаллического состояния с существенно увеличенным размером кристаллического зерна ($x \sim 1000$ нм) (стрелка в, рис3).

Список литературы

1. Sootsman J., Chung D.Y., Kanatzidis M.G. *Angew. Chem. Int. Ed.* **48**, 8616 (2009).
2. Korzhuev M.A. // *Thermoelectricity*. **5**, 10 (2013).
3. Коржуев М.А. Актуальные проблемы физики твердого тела. Минск: «Ковчег» (2013). Т.2. С.115.
4. Коржуев М.А. Термозлектрики и их применения. ПИЯФ, СПб (2002). С. 139- 144.
5. Чижевская С.Н., Геминев В.Н., Коржуев М.А., Свечникова Т.Е. // *ФТТ* **36**, 3366 (1994)
6. Korzhuev M.A., Chizhevskaya S.N., Svechnikova T.E., Milyich. A.N. *phys. stat. sol.* **132**, K11 (1992).

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СУПЕРИОННОЙ ФАЗЫ И «НАНО - ПОДОБНОЕ» ПОВЕДЕНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТ КРИСТАЛЛОВ Cu_{2-x}Se В ОБЛАСТИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

КОРЖУЕВ М.А.

Россия, ИМЕТ им. А.А.Байкова РАН, E-mail: korzhuev@imet.ac.ru

В настоящее время в различных странах ведутся интенсивные работы по созданию объемных нано - структур термоэлектрических материалов (НС ТЭМ) [1-3]. При этом основной целью исследователей является получение на основе НС ТЭМ фазы «фононное стекло - электронный кристалл» (ФСЭК) (табл.1) [1]. ФСЭК является частично разупорядоченной фазой ТЭМ, которая характеризуется низкой теплопроводностью κ , свойственной аморфным материалам, и высокой электропроводностью σ , свойственной кристаллам [1]. В результате при переходе «кристалл \rightarrow ФСЭК» может наблюдаться значительный рост параметра термоэлектрической добротности $Z = W/\kappa$ ТЭМ (Здесь α - коэффициент Зеебека, σ и $\kappa = \kappa_l + \kappa_e$ - удельные электропроводность и теплопроводность, κ_l и κ_e – решеточная и электронная составляющие теплопроводности) [2, 3].

Для определения принадлежности к фазе ФСЭК ранее был развит метод А-диагностики ТЭМ, основанный на оценке средних длин свободного пробега фононов λ_{ph} и электронов λ_e в образцах [4]. Применение метода А- диагностики к кристаллическим ТЭМ показало, что ряд из них проявляют «нано - подобное» поведение $\lambda_{ph} \rightarrow a$ (здесь $a \sim 0,3$ нм – кратчайшее межатомное расстояние в материалах) в области высоких температур [5]. При этом было обнаружено, что ТЭМ - суперионные проводники типа Cu_{2-x}Se начинали проявлять «нано - подобное» поведение уже при комнатной температуре при начале суперионного фазового перехода $\alpha \rightarrow \beta$ в образцах ($T > T_c = 291- 413$ К) (рис.1а) [6]. При переходе в суперионную β - фазу образцы Cu_{2-x}Se становились сверхпластичными (рис.1б), что было использовано для сварки, прокатки и прессования образцов Cu_{2-x}Se сложной формы [6]. В настоящей работе обсуждается корреляция явлений сверхпластичности и «нано - подобного» поведения кристаллов Cu_{2-x}Se в суперионной β - фазе ($T > T_c = 291- 413$ К).

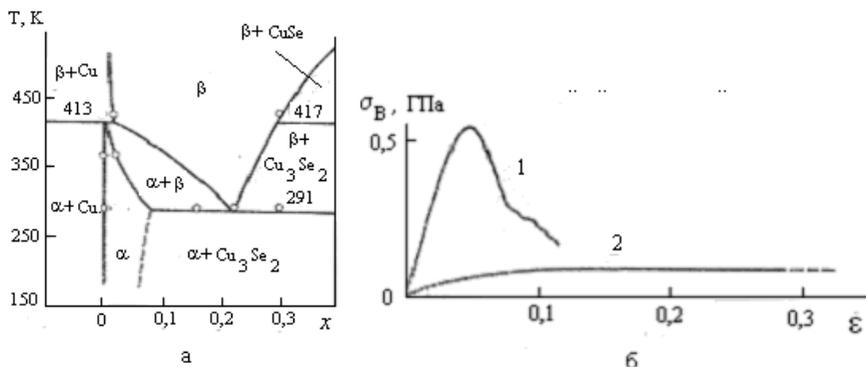


Рис.1. $T-x$ – диаграмма состояния системы $\text{Cu}-\text{Se}$ вблизи соединения Cu_{2-x}Se (а) и кривые напряжение – деформация (б), полученные для образца Cu_{2-x}Se ($x=0$) при температуре $T = 291$ К ($T < T_c = 413$ К) (1) и $T = 430$ К ($T > T_c = 413$ К) (2) [6].

Для определения принадлежности ТЭМ к фазе ФСЭК ($a \sim \lambda_{ph} < \lambda_e$), в работе использовался метод A -диагностики образцов [4], основанный на оценке величин λ_{ph} и λ_e по формулам

$$\lambda_{ph} = 3 \kappa_{ph} / C V,$$

$$\lambda_e = v \tau = (2E_F / m_d)^{1/2} m_c \mu / e = \Pi (3\pi^2 n / N^2)^{1/3} \mu / e,$$

где $C = C_{mol} d / M$ - теплоемкость единицы объема, C_{mol} - молярная теплоемкость, d - плотность, M - молекулярная масса, V - скорость звука, v и $\tau = \tau_0 E^r r^{-1/2}$ - скорость и среднее по энергии E время релаксации электронов или дырок, r - параметр рассеяния, τ_0 - не зависящий от энергии множитель, E_F - энергия Ферми, e - элементарный заряд, μ - подвижность носителей тока, $N = m_d / m_c$ - число экстремумов в зоне, m_c и m_d - эффективные массы проводимости и плотности состояний электронов (дырок) в образцах [4].

Результаты A -диагностики различных образцов ТЭМ приведены на рис. 2. Для обычных полупроводниковых материалов имеем: $a \ll \lambda_{ph} \ll \lambda_e$ (здесь $a \sim 0.3$ нм - межатомное расстояние) (11, рис.2). Однако ТЭМ оказываются ближе к переходам $\lambda_{ph} \rightarrow a$ и $\lambda_e \rightarrow a$, чем обычные полупроводники (образцы 1-9, рис.2). Это существенно облегчает образование фазы ФСЭК в ТЭМ, где переход $\lambda_e \rightarrow a$, как правило, не завершен ($a \sim \lambda_{ph} < \lambda_e$), [4]. Однако, в суперионном $Cu_{1.99}Se$ из-за сильного рассеяния фононов и электронов, оба перехода $\lambda_{ph} \rightarrow a$ и $\lambda_e \rightarrow a$ завершаются раньше, чем в других ТЭМ. Согласно проведенным оценкам, уже при $T = 700$ К для $Cu_{1.99}Se$ имеем, ($\lambda_e \sim \lambda_{ph} \sim a$), что соответствует случаю квази - аморфных материалов (стекла) (1, рис.2). Такое состояние сплавов $Cu_{2-x}Se$ не является оптимальным для их использования в качестве ТЭМ. Переход $\lambda_e \rightarrow a$ приводит к снижению термоэлектрической эффективности Z образцов $Cu_{2-x}Se$ по сравнению с ожидаемой на основании низкой теплопроводности к материала.

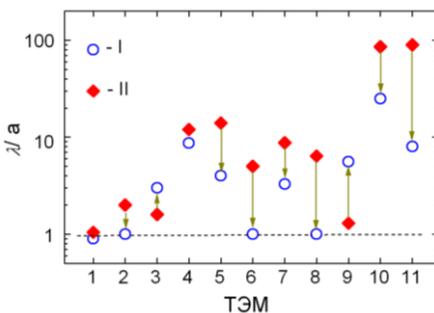


Рис.2. Соотношение длины свободного пробега фононов λ_{ph}/a (I) и электронов λ_e/a (II). ТЭМ: 1 - $Cu_{1.99}Se$ [9]; 2 - TAGS-85 [6]; 3, 4 - $GeTe$ [7]; 5 - $PbTe$ [6, 7]; 6 - $PbTe/PbSeTe$ [2]; 7 - Bi_2Te_3 [7]; 8 - Bi_2Te_3/Bi_2Se_3 [3]; 9 - $SiGe$ [6]; 10 - p - Mg_2Sn [6]. 11 - обычные полупроводники [4]. Состояние образцов: 1 - квази- аморфное; 2, 6, 8 - фаза ФСЭК; 3, 9 - «инверсное» ($\lambda_{ph}/a > \lambda_e/a$). Температура, T , К: 1-3 - 700; 4-8, 10, 11 - 300; 9 - 1000.

Результаты настоящей работы (рис.2) позволяют сделать заключение о природе явлений сверхпластичности и нано - подобного поведении термоэлектрических характеристик $Cu_{2-x}Se$ в области высоких температур ($T > 300$ К). Согласно [5], сверхпластичность суперионной β - фазы $Cu_{2-x}Se$ родственна сверхпластичности состояния предплавления, наблюдаемой в ряде материалов. Отличим

сверхпластичности суперионной фазы от сверхпластичности предплавления является то, что последняя наблюдается вблизи температуры плавления ($T > 0,9 T_m$), тогда как первая начинает проявляться, например для β - Cu_{2-x}Se , уже при температуре $T > 0,2 - 0,3 T_m$. Таким образом, явление сверхпластичности в Cu_{2-x}Se и нано - подобное поведение сплавов при температуре выше комнатной определяются одной причиной - сильным разупорядочением кристаллической решетки сплавов, вызванной их переходом в суперионную β - фазу ($T > 291 - 413 \text{ K}$). При этом рассеяние фононов и электронов в образцах β - Cu_{2-x}Se оказывается столь существенным, что наблюдается вырождение фазы ФСЭК в квази - аморфное состояние ТЭМ ($a \sim \lambda_{\text{ph}} < \lambda_e$) (1, рис.2), сопровождающееся ухудшением термоэлектрических свойств материала. Соответственно ближайшей целью дальнейших работ по увеличению Z сплавов Cu_{2-x}Se должно быть увеличение λ_e (то есть рост подвижности μ электронных носителей тока в материале).

Список литературы

1. Slack. G. CRC Handbook of Thermoelectrics. Ed.: Rowe D.M. Boca Raton, N.Y. (1995). P. 407.
2. Harman T.C., Taylor P.J., Walsh M.P., LaForge B.E. // Science 297, 2229 (2002).
3. Ventkatasubramanian R., Siivola E., Colpitts T., O'Quinn B. // Nature 413 (6856), 597 (2001).
4. Korzhuev M.A.// Thermoelectricity. 5, 10 (2013).
5. Korzhuev M.A., Katin I.V. Physics, chemistry and application of nanostructures. Nanomeeting – 2013. Ed. V.E. Borisenko, New Jersey: Word Scientific, 2013. P. 569.
6. Сирота Н.Н., Коржуев М.А., Лобзов М.А., Абрикосов Н.Х. // ДАН СССР 281, 75 (1985)

ИЗУЧЕНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРОТРЕЩИН И ИХ РОЛЬ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

КОЧАНОВ А.Н.

*Россия, ФБГУН Институт проблем комплексного освоения недр РАН,
kochanov@mail.ru*

Изучению условий образования микротрещин в хрупких твердых телах уделялось достаточно много внимания и, собственно, попытка обобщить и выявить некоторые их особенности образования применительно к прочным горным породам является целью настоящих исследований. Прочные горные породы как хрупкие твердые тела можно характеризовать следующими значениями основных параметров механических свойств: плотность 2500-4700 кг/м³, пределы прочности на сжатие и растяжение 80-200 МПа и соответственно 5-20 МПа, модуль Юнга 10⁴-10⁵ МПа, коэффициент Пуассона 0,2-0,4, вязкость разрушения 0,5-1,5 МПа м^{1/2}. Из анализа результатов ранее выполненных исследований следует, что микротрещины изначально присутствуют в горной породе с момента ее образования, и в зависимости от типа горной породы или даже размера зерен существует свой характерный размер микротрещины. Обычно длина микротрещин составляет 1-100 мкм, а коэффициент облика микротрещины как отношение ширины к длине достигает 10⁻²-10⁻⁴. Содержание кварца в горных породах оказывает значительное влияние на образовании микротрещин.

Для изучения развития микротрещин в горных породах выполнены экспериментальные исследования, в ходе которых осуществлялось взрывное воздействие на образцы, помещенные в специальные ампулы сохранения. С помощью электронной микроскопии при увеличении до $50000\times$ раз получены изображения поверхности образцов до и после взрывного воздействия. По данным анализа этих изображений величина раскрытия микротрещин, образовавшихся после взрывного воздействия, составляет $1,0-10,0$ мкм при коэффициенте облика $(1-5)\times 10^{-2}$. Преобладают микротрещины полностью находящиеся в пределах зерна, но также встречаются: микротрещины по границам раздела зерен, связанные или полностью совпадающие с границей раздела зерен. Микротрещины по результатам наблюдений часто возникают в виде параллельных групп различной длины, расположенных в пределах одного зерна.

В зависимости от структурного и напряженно-деформированного состояния твердого тела различают три наиболее общих механизма разрушения: вязкое разрушение, транскристаллический и межзеренный скол. Очевидно, что в той или этой степени эти механизмы развития микротрещин под действием механических напряжений характерны и для горных пород. В ходе экспериментов и анализа изображений отмечено, что большинство микротрещин, возникающих в горной породе в результате взрывного воздействия, имеют характер трещин, сдвиговый характер формирования дефектов не просматривается. Это соответствует общепринятым представлениям, согласно которым микротрещины в горной породе возникают, если величина напряжения больше локального значения прочности на растяжение. Условие образования стабильной микротрещины на границе зерен или некой плоскости ослабления внутри зерна, зависит от площади межзеренного контакта или наличия плоскости ослабления. Известно, и этому вопросу как раз посвящены работы Одингга И. А., что дислокации являются доминирующим фактором, вызывающим образования трещин в металлах, однако их роль в зарождении микротрещин в порообразующих минералах в настоящее время не выявлена и нуждается в дальнейшем изучении.

Общие закономерности процесса разрушения независимо от вида воздействия заключаются в зарождении и росте дефектов на разных масштабных уровнях, их слиянии и разделении твердого тела с образованием одной или более поверхностей и отдельных фрагментов. Начальная стадия процесса, обусловленная дискретным накоплением микротрещин, характеризуется как предразрушение. Существующие или возникающие на ранних этапах деформирования твердых тел дефекты в виде микротрещин приводят к инициированию и определяют дальнейшее развитие процесса разрушения. Следовательно, понимание механизма зарождения и взаимодействия микротрещин необходимо для описания процесса трещинообразования в горных породах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 14-05-00446)

ВЛИЯНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВРЕМЕНИ КОЭФФИЦИЕНТА ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ДИФФУЗАНТА

КРАСИЛЬНИКОВ В.В.¹, САВОТЧЕНКО С.Е.²

¹*РФ, Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
kras@bsu.edu.ru*

²*РФ, Белгородский государственный технологический университет им. В.Г.Шухова,
savotchenko@hotmail.ru*

Известно, что диффузия атомов по дислокациям происходит значительно быстрее, чем по свободному от дислокаций объему кристалла. Коэффициент зернограничной диффузии в наноструктурных материалах, в первую очередь определяется структурой границ зерен, а не только средним размером зерен. В [1] показано, что реальный диффузионный эксперимент с нанокристаллами происходит при зависящем от времени коэффициенте диффузии, в результате чего меняется его экспериментально измеряемое значение. Наличие зависимости коэффициента диффузии от времени объясняется тем, что границы зерен находятся в неравновесном состоянии в образцах, приготовленных незадолго до проведения экспериментов. В реальных материалах границы зерен могут перемещаться во время диффузии, как, например, в ходе рекристаллизации, прерывистого выделения и т.д. Ясно, что мигрирующие границы в нанокристаллах могут быть нестационарными, что влечет за собой необходимость учета зависимости коэффициента диффузии от времени при построении моделей зернограничной диффузии.

Целью данной работы является выявление на основе математических моделей общих закономерностей диффузионных процессов, обусловленных нестационарным коэффициентом диффузии и неравновесностью границ зерен. В данной работе приведены три модели такого типа.

Проведено обобщение модели Вуттига-Бирнбаума для случая диффузии по дислокационным трубкам, когда их неравновесность учитывается посредством зависимости коэффициента диффузии внутри дислокационной трубки от времени вследствие релаксации избыточной энергии дислокационной трубки [2,3]. Были найдены в аналитическом виде распределение концентрации диффузанта внутри дислокационной трубки и количество диффузанта, прошедшего через образец, в результате было показано, что увеличение избыточной энергии неравновесности дислокационных трубок приводит к увеличению проникшего в образец количества диффузанта.

Сформулирована модель зернограничной диффузии из постоянного источника по неравновесным мигрирующим границам зерен, неравновесность которых характеризуется величиной избыточной энергии, до которой происходит релаксация [4]. Миграция границ зерен, происходящая с постоянной скоростью, приводит к убыванию скорости изменения концентрации диффузанта. Учет миграции приводит к модификации уравнения диффузии. Получено аналитическое выражение, описывающее распределение концентрации диффузанта. Показано, как на основе полученных аналитических выражений, так и на основе численного анализа, что увеличение избыточной энергии неравновесных границ, а также их скорости миграции, приводят к увеличению количества диффузанта, проникающего в образец за время отжига. Рассчитанные в работе концентрационные профили могут служить для определения характера диффузии, наблюдаемой в экспериментах по диффузии с материалами, обладающими наноразмерной структурой: являются ли границы зерен

неравновесными, или мигрирующими, или одновременно обладают этими обоими свойствами.

Предложено обобщение модели Фишера, описывающее зернограничную диффузию в случае неравновесных границ зерен, неравновесность которых учитывается посредством зависимости коэффициентов диффузии от времени, существенной при изучении диффузии в нанокристаллах. Полученные в данной работе соотношения, обобщающие решение Фишера, позволят интерпретировать экспериментальные данные по измерениям коэффициента зернограничной диффузии в нанокристаллах.

Общие выводы, вытекающие из предложенных в данной работе моделей, сводятся к тому, что увеличение избыточной энергии неравновесности границ, обуславливающее зависимость коэффициента зернограничной диффузии от времени, приводит к увеличению проникшего в образец количества диффузанта.

1. Назаров А.А. // ФТТ. 2003. Т.45. Вып.6. С.1112-1114.
2. Красильников В.В., Савотченко С.Е. // XVIII Петербургские чтения по проблемам прочности и роста кристаллов. Ч.II. Санкт-Петербург, 2008. С. 128-130.
3. Красильников В.В., Савотченко С.Е. // Физико-математическое моделирование систем: материалы V Международного семинара. Ч.1. Воронеж: ГОУ ВПО «ВТГУ», 2008. С. 131-136.
4. Красильников В.В., Савотченко С.Е. // Известия РАН. Сер. физ. 2009. Т.73. №9. С.1348-1354.

ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Крень А.П., Протасеня Т.А.

Беларусь, ГНУ Институт прикладной физики НАН Беларуси, alekspk@mail.ru

В настоящее время пространственно-армированные углерод-углеродные материалы (УУКМ) получили широкое применение благодаря своим теплозащитным свойствам и прочностным характеристикам. Высокую прочность и жесткость композиционным материалам обеспечивает определенная укладка армирующих волокон по отношению к действующей нагрузке. Именно в возможности придания материалу оптимальной для каждого частного случая анизотропии заключается главное преимущество волокнистых композиционных материалов.

В настоящее время накоплен большой опыт по испытанию композиционных материалов. Однако практически все из них предназначены либо для контроля изотропных материалов, либо для изучения пластмасс, и на практике лишь приближенно адаптированы и для композиционных материалов. Данные методы не учитывают особенностей структуры и свойств композиционных материалов, что приводит к низкой воспроизводимости даже стандартных испытаний на растяжение, сжатие и изгиб. Особенно большие трудности вызывают испытания пространственно-армированных композиционных материалов вследствие явно выраженной структурной макронеоднородности, которая ограничивает выбор этих параметров. Кроме того, особый интерес представляет не только интегральная оценка свойств пространственно-армированного материала, но и аддитивные составляющие вносимые как связующим, так и армирующим волокном.

В работе была исследована возможность контроля составляющих УУКМ методом динамического микроиндентирования с помощью прибора ИПМ-1 и методом статического индентирования, осуществляемого в нанометровом масштабе изменения нагрузок и деформаций на установке экспертного класса Hysitron. Индентирование осуществлялось в отдельные элементы УУКМ.

Кривые «нагрузка-глубина внедрения индентора», полученные как для метода динамического микроиндентирования, так и для статического микроиндентирования представляли собой зависимости, характерные для упругого вдавливания. Для расчета значений модуля упругости E и твердости H они обрабатывались по методу Оливера-Фара и методикам, разработанным в ИПФ НАН Беларуси. Типичные значения данных характеристик представлены в таблице 1.

Таблица 1

Направление индентирования	Место индентирования	Наноиндентирование		Динамическое микроиндентирование	
		E , ГПа	H , ГПа	E , ГПа	H , ГПа
В боковую поверхность волокна	В центре	8,17	1,05	10,1	0,63
	У края поверхности	6,68	0,87		
В торец волокна	В центре	22,92	3,18	14,0	0,94
	У края поверхности	20,64	2,86		
	Межволоконная фаза	18,26	1,55		

Представленные в таблице данные показывают, что как метод динамического индентирования, так и особенно статическое микроиндентирование являются чувствительными к изменению свойств в различных направлениях армирования. Динамическое индентирование в силу больших размеров индентора (радиус сферического наконечника равен 0,5 мм) дает усредненную оценку свойств. Наноиндентирование позволяет провести расчет твердости и модуля упругости для каждого элемента структуры. Тем не менее, и тот и другой метод позволяет получить параметры, которые могут использоваться для расчета несущей способности материала согласно общепринятым методикам.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ КРИВЫЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ХРОМА

Кубаткин В.С.

Россия, МГТУ «Станкин», vavilon0008@gmail.com

Введение

Объект исследования настоящей работы — сплав X65НВФТ на основе хрома (состав, % масс : Сг – основа; Ni – 32; Ti – 0,5, V – 0,25; W – 1,5). В настоящее время этот сплав используется в качестве жаростойкого материала.

Цель настоящей работы – изучение структуры, закономерностей разрушения и механических свойств сплава на основе хрома в зависимости от термической обработки и температуры испытаний и температуры испытаний. для оценки возможности использования сплава как жаропрочного.

Методика исследования

Основным методом испытания было растяжение при различных температурах (от 20 до 1100°C). Сплав исследовался в закаленном состоянии, а также после закалки и отпуска при различных температурах (600, 800, 900°C)

Результаты исследования и их обсуждение

Наши эксперименты, показали, что в зависимости от термической обработки поликристаллических образцов из сплава Х65НВФТ и температуры испытаний кривые деформации при растяжении подразделяются по форме на четыре типа (рис. 1) - по развитию различных стадий упрочнения.

Особенности строения материала: крупное зерно, степень пересыщенности твердого раствора замещения, наличие осевой текстуры позволяют объяснить механизм деформации в каждом из случаев.

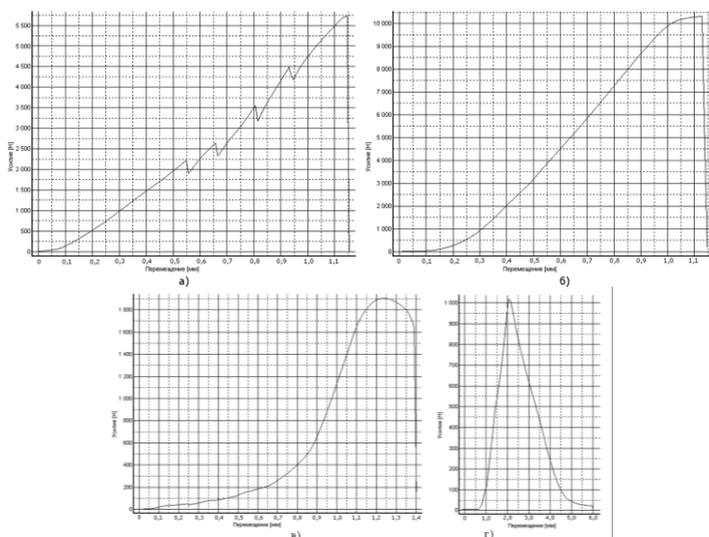


Рис. 1 4 типа кривых растяжения.

В работе выявлен и объяснен ряд особенностей, предсказанных теоретически, но не описанных ранее для реальных жаропрочных сплавов, например зубья текучести (рис.1 а), стадия легкого скольжения (рис.1в). Ранее считалось, что стадия легкого скольжения наблюдается преимущественно в монокристаллах металлов с ГЦК-решеткой.

По результатам исследования были сделаны следующие выводы:

1. Установлены, условия возникновения различных стадий деформационного упрочнения в зависимости от температуры испытаний и режима термической обработки, при растяжении жаропрочного сплава Х65НВФТ на основе хрома.
2. Установлены температуры рациональной эксплуатации сплава, ограниченные возникновением высокой склонности к пластической деформации, недопустимой при эксплуатации – до 1050°C.
3. Разработаны режимы термической обработки (включающей закалку и отпуск при 800 или 900°C) сплава Х65НВФТ, позволяющие, по сравнению со сплавом

в состоянии поставки, повысить прочность 25-40% во всем диапазоне исследованных температур.

4. Установлено преобладающее влияние температуры испытания над температурой окончательной термической обработки.

УЧЕТ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОЦЕНКЕ ИХ ВЯЗКОСТИ

Кудря А.В.

РФ, НИТУ «МИСЦ», AVKudrya@misis.ru

Обычная схема оценки вязкости (сопротивляемости разрушению) конструкционных сталей предполагает определение ударной вязкости, в т.ч. в диапазоне температур испытаний, измерение трещиностойкости. Как правило, эти испытания сопровождаются фрактографическим анализом. Для ряда назначений металла, например, трубных сталей возможно проведение дополнительных испытаний, в частности, испытаний падающим грузом. Все эти процедуры достаточно подробно регламентированы (за исключением фрактографического анализа), требования к ним содержатся в соответствующих нормативных документах. Однако их выполнение, включая назначение вида испытания и интерпретацию полученных результатов, не всегда учитывает геометрию строения структур, свойства которых, в конечном итоге, и предполагается определить.

В рамках настоящей работы представлены результаты наблюдений, посвященных этой проблеме. Это, в частности, оценка масштабов влияния размера зерна на значения критического коэффициента интенсивности напряжений при плоской деформации K_{Ic} , особенности определения склонности к хрупкому разрушению при оценке хладноломкости по доле хрупкой (зернограничной) составляющей и географии её размещения в изломах ударных образцов при серийных испытаниях.

Показано, например, что техника измерения хладноломкости должна предусматривать оптимальный выбор надрез образца, при этом не всегда его острота гарантирует объективную оценку восприимчивости стали к зернограничному охрупчиванию. Когда одновременно возможно влияние нескольких факторов на хладостойкость стали, например, дендритной неоднородности и зернограничных кластеров неметаллических включений (в улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш), традиционные серийные ударные испытания нередко не позволяют разделить эти эффекты. В таком случае, предпочтительнее определять их вклад на основе микромеханических испытаний образцов, габариты которых совпадают с масштабом структурной неоднородности. При этом температуру вязко-хрупкого перехода можно эффективно определить по измерениям акустической эмиссии при разрушении.

В трубных высокопрочных сталях объективный вклад разнообразной структурной неоднородности, в частности, расслоений в разрушение и прогноз на этой основе вязкого протяженного разрушения при полигонных пневматических испытаниях не всегда возможен на основе оценки критического раскрытия трещины δ_c и испытаний падающим грузом (DWWT). Для оценки неоднородности по толщине листа, например, более эффективным может оказаться определение пластичности в третьем направлении, когда в отличие от той же ударной вязкости результат испытания определяется не вероятностью попадания надреза в ослабленный слой металла, а возможностью самоорганизации разрушения по нему.

В целом, полученные результаты показывают, что фактор неоднородности разномасштабных структур является весьма существенным при оценке склонности конструкционных сталей разрушению. Неучет этого обстоятельства при выборе испытаний, их проведении и анализе полученных результатов может привести к получению значений вязкости, не отражающих в полной мере сопротивляемость разрушению некоторых структур.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МЕДНЫХ ОБРАЗЦОВ СУЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Кузьмин Е.В., Пеев А.П., Лысак В.И., Кузьмин С.В.

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

Задача получения новых высококачественных материалов с заданными свойствами всегда относилась к числу главных приоритетов научно-технического прогресса и современного производства. Перспективным направлением для решения таких задач является разработка и внедрение качественно новых технологий, в том числе основанных на комбинированном воздействии нескольких видов энергии или совмещении различных способов ее подвода.

Ультразвуковые технологии относятся к числу наиболее эффективных способов воздействия на различные материалы, открывая перспективы, как в создании новых веществ, так и в придании известным материалам новых уникальных свойств.

Несмотря на то, что источники энергии, используемые для соединения материалов при сварке взрывом и ультразвуковой обработке принципиально друг от друга отличаются, объединяют эти способы процессы, протекающие в поверхностных слоях материалов – образование и перемещение на свободную поверхность дислокаций и вакансий, которые играют одну из ключевых ролей при схватывании металлов.

Вместе с тем, несмотря на множество работ в области ультразвуковой сварки и ультразвуковой обработке вопрос о механизме и особенностях влияния ультразвука на свойства материалов остается открытым, а исследования влияния воздействия ультразвука на образование соединения при сварке взрывом вообще находятся на начальной стадии изучения. В этой связи особый интерес представляют результаты исследования комбинированного процесса одновременного воздействия ультразвуковых колебаний при сварке взрывом.

Целью данной работы являлось изучение особенностей пластического течения металла в околошовной зоне при сварке взрывом медных образцов с одновременным ультразвуковым воздействием.

Для определения максимальной остаточной сдвиговой деформации и исследования характера пластического течения металла применялась схема, при которой оба образца одновременно сваривались взрывом на идентичных режимах. Один из образцов являлся контрольным, т. е. он не подвергался воздействию ультразвуковых колебаний; другой – в процессе сварки взрывом одновременно подвергался воздействию ультразвука. В каждом из образцов в неподвижной пластине размещалась поперечная слоистая модель (вставка), изготовленная из рулонированной медной фольги, толщиной $\delta = 50$ мкм.

Определение максимальной остаточной сдвиговой деформации g_{max} и компьютерная обработка результатов исследования проводилась по специальной

программе «EWD 1.0», позволяющей производить замеры координат углов в любой точке непосредственно с экрана монитора.

Полученные результаты исследований показали, что одновременная ультразвуковая обработка в процессе сварки взрывом оказывает существенное влияние на величину и характер распределения пластической деформации в ОШЗ медных соединений. Так, при сварке взрывом с одновременной ультразвуковой обработкой максимальная остаточная сдвиговая деформация g_{max} , измеренная в непосредственной близости от условной линии соединения слоев, составляла около 155% (обр. №2), в то время как на контрольном образце №1 (без воздействия ультразвука) значения g_{max} меньше – около 130%.

По мере удаления от линии соединения значения g_{max} интенсивно уменьшаются и при $y = 0,5$ мм составляют около 100% при сварке взрывом с ультразвуковой обработкой, а у контрольного образца – около 70%. При этом следует отметить, что в обоих образцах медь продеформировалась на всю толщину пластины.

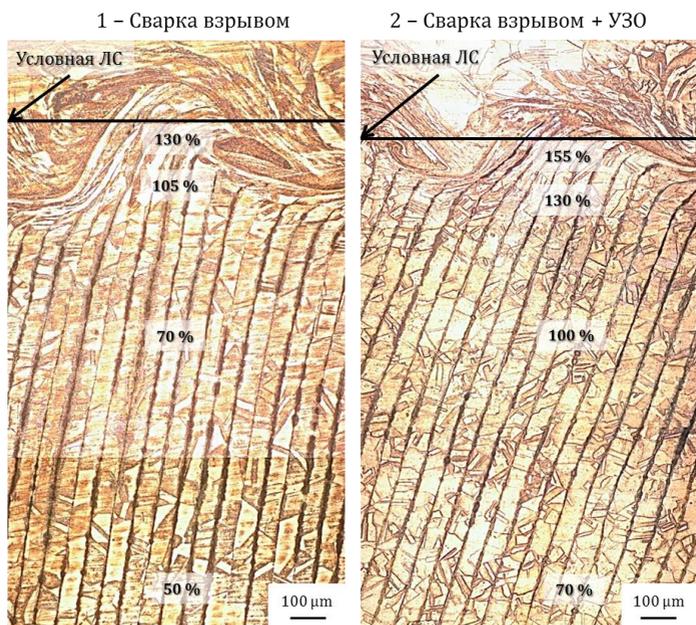


Рис.1 Распределение сдвиговых остаточных деформаций g_{max} по толщине у неподвижной пластины сваренных взрывом медных образцов.

Вывод: Одновременное воздействие ультразвуковых колебаний в процессе сварки взрывом позволяет повысить максимальную остаточную сдвиговую деформацию g_{max} по сравнению со сваркой взрывом без воздействия ультразвука за счет разрушения окисных пленок, сглаживания микронеровностей и активации поверхностных слоев металла в результате ультразвуковой обработки.

Литература:

1. Особенности сварки взрывом меди с одновременной ультразвуковой обработкой / Пеев А.П., Кузьмин С.В., Лысак В.И., Кузьмин Е.В. // Известия

ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 :межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2013. - № 18 (121). - С. 18-23.

2. Изучение влияния ультразвуковых колебаний в ходе взрывного нагружения однородных пар металлов на структуру и свойства получаемых соединений / Кузьмин Е.В., Пеев А.П., Лысак В.И., Кузьмин С.В., Дородников А.Н. // Взрыв в физическом эксперименте : тез.докл. всерос. конф., Академгородок, Новосибирск, 16-20 сент. 2013 г. / Ин-т гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. - Новосибирск, 2013. - С. 154-155.

3. Исследование влияния ультразвука на тонкую структуру и свойства меди при сварке взрывом / Пеев А.П., Кузьмин С.В., Лысак В.И., Кузьмин Е.В. // Известия ВолгГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". Вып. 6 :межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2013. - № 18 (121). - С. 24-28.

ФОН ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В НАНОКОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ

КУЛЬКОВ В.Г., ДЕШЕВЫХ В.В.

Россия, Национальный исследовательский университет «МЭИ», hotaru@list.ru

Наноструктурные материалы находят широкое применение в современных технологиях, что напрямую связано с наличием у них целого ряда уникальных физических, химических и технологических свойств, обусловленных не только составом, но и структурными особенностями данных материалов. Данная тенденция характерна не только для гомогенных материалов, но и для композитов. Одной из важнейших конструктивных характеристик наноструктурных материалов в целом и нанокompозитов в частности является демпфирующая способность. На возможности образца рассеивать энергию вынужденных колебаний основан информативный метод исследования, позволяющий получить разностороннюю информацию об атомном строении, фазовом составе и других характеристиках материала.

Исследование механизмов диссипации энергии в нанокompозитах с различной формой включений проводилось на основе моделей внутреннего трения для материалов с кубическими, цилиндрическими и призматическими армирующими элементами нанометрового размера и различными схемами нагружения образцов. Основным каналом рассеивания энергии является диффузия вакансионоподобных дефектов по границам раздела матрица-армирующий элемент. При этом в расчет принимаются только избыточные вакансии, обусловленные геометрическими особенностями сопрягающихся фаз. Роль тепловых вакансий в данном процессе пренебрежимо мала, в связи с их малой концентрацией вплоть до температур, близких к температурам плавления. Под действием на образец касательных и нормальных напряжений разного знака происходит изменение химического потенциала вакансий на границе раздела матрица-армирующий элемент. Этот процесс становится причиной возникновения диффузионного потока вакансий между соседними границами наполнителя и неупругой деформации материала.

Выражение для избыточной концентрации вакансий находится из решения диффузионной задачи для каждой модели. Дальнейшее развитие модели позволяет получить выражения для мощности периодически действующих источников и стоков вакансий, скорости деформации включений и фона внутреннего трения, которое находилось из выражения $Q^{-1} = \Delta W / 2\pi W$, где $W = \sigma_0^2 V / 2G$ – максимальная упругая энергия в объеме композиционного материала V , приходящегося на одну гранулу, G –

упругий модуль, $\Delta W = \int_S \int_0^{\frac{2\pi}{\omega}} \operatorname{Re}(\sigma_n(t)) \operatorname{Re}(v_n(t)) dt dS$ – энергия, рассеянная за цикл колебаний на всем сегменте.

Было установлено, что температурная зависимость высокотемпературного фона внутреннего трения имеет экспоненциальный характер. Графическое представление результатов расчетов показывают наличие двух прямолинейных участков на графике зависимости $\ln(Q^{-1} \cdot T)$ от T^{-1} или $\ln \omega$, что указывает на наличие двух энергий активации фона внутреннего трения в композиционных материалах, соответствующих различным частотно-температурным интервалам. Конкретное положение точки излома данного графика определяется такими параметрами материала, как размеры включений и диффузионная проницаемость границ.

Зависимость внутреннего трения от частоты на указанных выше интервалах имеет степенной характер с различными показателями степени. Это обусловлено тем, что на высоких частотах диффузионная длина вакансий определяется периодом колебаний, а на низких частотах она становится равной размерам включений.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ

КУПЕРМАН А.М., ТУРУСОВ Р.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической физики им. Н.Н. Семёнова РАН, viva@chph.ras.ru

Намоточные изделия из армированных пластиков чаще всего имеют форму тел вращения. Поэтому для оценки свойств материала удобно использовать кольцевые образцы. Форма кольца очень удобна также для испытаний, так как даёт возможность их свободного закрепления в зажимах испытательной машины. В настоящее время разработаны методы, позволяющие изучать практически все характеристики армированных пластиков на кольцевых образцах.

Намотка производилась индивидуально на наборные оправки, собранные в обойму. Часть из них представляла собой полудиски, которые затем использовали для испытания образцов на растяжение. Стандартный вариант исследования материала предполагает изготовление 5-7 колец толщиной примерно 1 мм и двух дополнительных колец двойной и четверённой (по времени намотки) толщины, на которых затем определяли соотношение компонентов и пористость материала, динамический модуль упругости и прочность соответственно при изгибе и сдвиге.

При растяжении колец с помощью полудисков (или при сжатии наружными полуобоймами) в местах разёма наблюдается неоднородное поле напряжений. Теоретическому и экспериментальному изучению этого вопроса посвящено много исследований. В представленной нами работе в широких пределах варьировался диаметр и толщина колец (h/R от 6 до 60%). Модуль упругости и прочность колец существенно снижаются с уменьшением диаметра и увеличением толщины колец. При перестроении зависимостей E и σ от относительной толщины δ/R_{cp} все экспериментальные данные ложатся на одну общую кривую. В полулогарифмических координатах зависимости линеаризуются.

Единственной характеристикой, независимой от геометрических размеров колец, является их предельная деформация. Зная модуль упругости материала, измеренный, например, акустическим методом, легко рассчитать его прочность при растяжении.

Однородное поле напряжений и деформаций может быть реализовано при испытании кольцевых образцов композитов с помощью 72-х кулачковых устройств. В работе представлены два вида таких устройств на растяжение и сжатие.

Изучение диаграмм растяжения кольцевых образцов позволило проанализировать ряд технологических аспектов, например, изменение натяжения волокна в процессе намотки.

Разработан удобный метод изучения релаксационных характеристик композитов.

Таблица – Основные физико-механические свойства однонаправленных армированных пластиков – современных и перспективных

Свойство	Стеклопластик		Углеродистый пластик		Органоуглеродный пластик	
	ВМП	перспективный	УКН-П 5000М	перспективный	Амос, Русар	перспективный
Относительное содержание волокон, % (об.)	65-70	70-75	60	70	65	70-75
Плотность, кг/м ³	2000	2100	1550	1600	1350	1400
Прочность при растяжении, ГПа	2,5	2,7-2,8	1,8	3,5	3,5	3,5-4,0
при сжатии, ГПа *)	2,0	2,5	1,2	1,8	0,35	0,50
при межслоевом сдвиге, МПа	50-60	80-90	60-70	80-120	50-60	60-70
Модуль упругости, ГПа	70	75	150	200-400	80-100	120-200
Теплостойкость, °С	200-250	300-500	200-250	300-500	200-250	300-350

*) – Стержневые образцы

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРНОЙ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ШПАЛ

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

Россия, Москва, Московский государственный университет путей сообщения (МГУПС (МИИТ)), e-mail: kurzina_elena@mail.ru

В настоящее время самый большой объем производства железобетонных шпал в мире приходится на дочернее предприятие ОАО «РЖД» - ОАО «БетЭлТранс». В связи с чем возникла необходимость разработки и внедрения новых технологий производства железобетонных шпал на более производительных линиях, обладающих высокой степенью автоматизации технологического процесса при минимальном количестве рабочего и обслуживающего персонала. Перспективным решением в данном направлении является переход на изготовление железобетонных шпал в коротких четырехместных формах на автоматизированных компактных линиях ОЛИМИ, в которых для армирования шпал вместо сорока четырех струн проволоочной арматуры диаметром 3 мм применяют четыре стержня диаметром 5-10 мм.

МИИТом на основании проведенных экспериментальных исследований сформулированы требования к стержневой арматуре, указанные в разработанных Технических условиях на сталь арматурную холоднодеформированную периодического профиля для армирования железобетонных шпал, и Методике испытаний данных стержней, которая предусматривает оценку геометрических

размеров, качества поверхности, химического состава, механических свойств, стойкости против коррозионного растрескивания, релаксации напряжений, усталостной прочности. Особое внимание уделялось конкретизации методов проведения испытаний, проектированию технической оснастки, захватных приспособлений, подбору коррозионной среды.

С 2010 по 2014 гг. проверены опытные партии стержней, изготовленные из стальной арматуры марок 80ХФЮ, 80Р и 80ХР, различных классов прочности и диаметров.

Сравнительный анализ результатов испытаний образцов стали арматурной марки 80ХФЮ и марки 80Р (класса 1450К) показал значительное увеличение относительного удлинения δ_{10} (с 6% до 9%). Данный показатель на ~80% превышает нормативное значение, что привело к увеличению в ~4 раза от нормативного значения количества знакопеременных изгибов на 90° без наступления состояния предельной пластичности.

Прочностные характеристики стали арматурной обеих марок, определяемые при статических испытаниях, сопоставимы: временное сопротивление $\sigma_b=1640$ Н/мм² при нормативном значении 1570 Н/мм², условный предел текучести $\sigma_{0,2}=1480$ Н/мм² при нормативном значении 1400 Н/мм².

Партия стержневой арматуры из стали марки 80Р изготовлена методом холодного волочения и последующей термомеханической обработкой.

Релаксация напряжений образцов из стали марки 80Р после выдержки под нагрузкой в течение 1000 ч составила ~1,5 %, при нормативном значении не более 4%, что говорит об их хорошей сопротивляемости ползучести. В связи с чем было рекомендовано снизить нормативное значение до 2,5%.

Циклические испытания образцов стали марки 80Р показали, что все образцы выдержали 2 млн. циклов нагружения без разрушения в отличие от образцов из стали 80ХФЮ, 50% которых удовлетворяли нормативным требованиям по усталостной прочности. 100% положительный результат испытаний на усталостную прочность имели только образцы арматурной стали с увеличенным диаметром.

Для регионов с годовыми амплитудами температур более 110°С разработана арматурная сталь марки 80ХР (класса 1500К), которая показала более высокие прочностные свойства (временное сопротивление 1730 МПа, условный предел текучести – 1520 МПа) с не значительным снижением относительного удлинения до 7-7,5 %. Релаксация напряжений также не превысила 1,5 %. Показатели усталостной прочности и коррозионной стойкости арматурной стали марки 80ХР соответствуют разработанным требованиям.

Испытания на ударную вязкость стали 80ХР и при температуре – минус 60°С показали высокие значения ударной вязкости, которые на ~12% выше значений образцов из стали производства Voestalpine (Австрия). В изломах образцов преобладает вязкий (волоконистый) характер разрушения. Количество вязкого волокна в изломе составляет ~70%. Следовательно, порог хладноломкости (температура, при которой имеется 50% волокна) для стали арматурной периодического профиля марки 80ХР находится ниже температуры минус 60°С, т.е. обладает большим запасом вязкости.

Следует отметить, что к значительному увеличению пластических, вязкостных и усталостных свойств арматурной стали марок 80Р и 80ХР привел комплекс мероприятий, проведенных на основании анализа результатов статических, усталостных испытаний, микроструктурных исследований, и направленных на оптимизацию химического состава, термической и термомеханической обработки,

получение мелкодисперсной однородной микроструктуры и качественную накатку профиля. Разработка технических требований, замена марки стали, улучшение качества литья, установка и наладка агрегата патентирования и накатки профиля привели не только к повышению качества арматурных стержней, но и изготавливаемых с их применением шпал.

ИССЛЕДОВАНИЕ БАНДАЖНОЙ СТАЛИ КОЛЕСНЫХ ПАР НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Кусаинова К.Т., Кабыльбекова У.М.

Республика Казахстан, г.Астана, Казахский агротехнический факультет им.С. Сейфуллина, эл.почта: kaunp7mail.ru

Одним из направлений управления взаимодействием колеса и рельса является исследование и поиск путей, снижения интенсивности изнашивания контактирующих поверхностей.

Причиной изнашивания таких сопряженных изделий является работа сил трения. Под действием этих сил происходит многократное деформирование участков контактной поверхности, их упрочнение и разупрочнение, выделение теплоты, изменение тонкой структуры, развитие процессов усталости и другие сложные процессы.

В основе сопротивления сталей изнашиванию в условиях сухого трения с проскальзыванием, лежит прочность поверхностного слоя металла.

Повышение твердости направлено на то, чтобы затруднить пластическую деформацию и развитие процессов усталости, а также исключить микрорезание поверхностей трения, обеспечив по возможности упругое деформирование участков контакта.

Таким образом, высокая твердость поверхности противостоит изнашиванию контактных поверхностей при их проскальзывании.

Подавление пластической деформации повышением поверхностной твердости путем закалки даже одного элемента контактирующей пары (гребней колес) на высокую твердость 600 HV и выше не только не оказывает отрицательного воздействия на другой элемент (рельс), но напротив, приводит к улучшению его состояния [1].

В последние годы для повышения износостойкости тяжело нагруженных деталей интенсивно развиваются различные методы поверхностного упрочнения с применением высококонцентрированных источников энергии. Среди этих методов следует отметить поверхностную обработку низкотемпературной плазмой, представляющей собой направленный поток ионизированных частиц с высокой концентрацией энергии[2].

Исследования проводили на бандажах колесных пар Защитинского ремонтного локомотивного депо.

Процесс плазменного упрочнения заключался в нагреве поверхности гребня плазменной струей и охлаждения за счет естественного теплоотвода вглубь материала[3].

Режим плазменного упрочнения:

Сила тока, А	275
Напряжение электрической дуги, В	120
Номинальное значение мощности дуги, кВт	35

Расход защитного газа, л /мин	5
Частота вращения колесной пары, об/мин (7,0 – 7,2 мин за полный оборот колеса)	0,143

Металлографические исследования показали, что микроструктура по глубине плазменного воздействия состоит из трех зон:

1) Зоны оплавления, состоящей из неравновесной мелкодисперсной структуры, близкой к аморфной.

2) Непосредственно под белым не травящимся слоем расположена зона плазменного воздействия, граничащая с зоной полной и неполной закалки (между критическими точками Ас₃–Ас₁) с микротвердостью, соответствующей твердости мелкоугольчатого мартенсита и троосто–мартенсита, переходящая в сорбит закалки и сорбит отпуска ближе к основной (исходной) структуре.

3) Зона исходной структуры и твердости, представляющая мелкодисперсный сорбит отпуска с твердостью 400 – 500 HV.

Литература

1. Петров С.В., Санков А.Г. // «Локомотив», 2000, с. 32-33.
2. Дроздов Ю.Н., Павлов В.Г., Пучков В.Н. Трение и износ в экстремальных условиях. М.: Машиностроение, 1986, 223 с.3.Кусаинова К.Т. Влияние плазменного упрочнения бандажной стали на процесс структурообразования. Вестник КазГАТУ им. С.Сейфуллина, № 2 , 2009г., с.27-34

ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ЗОН СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ МЕТАЛЛОПРОКАТА В УСЛОВИЯХ КОМПЛЕКСА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ В ОАО «ММК»

ЛАЗАРЕВА А.И., КОПЦЕВА Н.В.

Россия, ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», anna_lazareva89@bk.ru

В листопрокатном цехе № 11 (ЛПЦ-11) в ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ОАО «ММК») в линии агрегата непрерывного горячего цинкования (АНО/АГЦ) методом лазерной сварки впервые было начато укрупнение рулонов. Опыт лазерной сварки рулонного металлопроката в технологических потоках отсутствовал, поэтому возникла необходимость проведения металлографических исследований сварных соединений холоднокатаной стали.

Целью работы является исследование кристаллических зон сварных соединений, полученных при различной мощности лазерного излучения при сварке полосы из низкоуглеродистой стали в условиях комплекса холодной прокатки ОАО «ММК». Параметры опытных режимов лазерной сварки указаны в таблице 1.

Работа выполнялась на образцах сварных соединений полосы из стали марки 10пс толщиной 0,45 мм, прошедшей обработку на стыкосварочных машинах фирмы Miebach. Комплекс металлографических исследований проведен с использованием светового микроскопа Meiji Techno при увеличении от 50 до 1000 крат. Испытания микротвердости осуществляли на твердомере Buehler Micromet методом вдавливания алмазной пирамиды с углом между противоположными гранями 136° в соответствии с ГОСТ 9450-76.

Таблица 1

Параметры исследованных режимов лазерной сварки и характеристики твердости

Марка стали	Толщина, мм	Скорость, % от макс.	Мощность лазера, % от макс.	Расстояние от головки лазера до поверхности полосы, мм	Макс. твердость шва/ твердость основного металла, МПа
10пс	0,45	58	46	6	2357/2393
	0,45	55	65	6	2465/2224
	0,45	58	70	6	3120/2126

Выявлено распределение микротвердости по сечению сварного соединения и установлена протяженность зоны разупрочнения. Показано, что протяженность кристаллических зон, определенная по средней линии сварных соединений, различна при различных мощностях лазерного излучения. Установлено, что при увеличении мощности лазера происходит увеличение протяженности зоны перегрева и уменьшение зоны рекристаллизации, длина зоны разупрочнения уменьшается. При наибольшей мощности лазера (70 % от максимальной мощности) зона разупрочнения практически отсутствует, что объясняется большей концентрацией теплового потока в зоне сварного шва в условиях малого времени нагрева.

Работа проведена в рамках программы стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг. (конкурсная поддержка Минобрнауки РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО), договора с ОАО «ММК» № 201380 от 04.05.2012, а также гранта в форме субсидий на поддержку научных исследований (соглашение № 14.В37.21.0068)

Список используемой литературы

1. Дубровский Б.А., Шилияев П.В., Ласьков С.А., Горбунов А.В., Лукьянов С.А., Голубчик Э.М. Освоение технологий производства проката в новом комплексе холодной прокатки. // Сталь. 2012. № 2. С. 63-65.
2. Ефименко Л.А., Прыгаев А.К., Елагина О.Ю. Металловедение и термическая обработка сварных соединений: М.: Логос, 2007. 456 с.
3. Голубчик Э.М., Копцева Н.В., Мешкова А.И., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А. Исследование влияния режимов лазерной сварки на формирование микроструктуры и свойств сварного соединения листовой стали 08пс и 10пс в условиях комплекса холодной прокатки ОАО «ММК». // Прокатное производство. 2013. № 7. С. 13-17.

**ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ
ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ
СТАЛЕЙ**

ЛЕОНТЬЕВ И.М.

*Россия, Тульский государственный университет
johnveendegoe@rambler.ru*

Основными процессами, контролирующими стресс-коррозионное поражение высокопрочных сталей при электролитическом контакте с водородсодержащими

средами в диапазоне климатических температур считают влияние водородного охрупчивание и старения сталей [1]. Одним из последствий этих процессов является деградация свойств сталей в ходе их локализованного и общего обезуглероживания [1]. Этот эффект фиксировали в виде общего и локализованного при испытаниях на длительную прочность [2,3] в водородсодержащих средах. Локализованное обезуглероживание при низкотемпературном водородном охрупчивании связывают с деструкцией, диспергированием структурных элементов и возможным образованием - распадом углеводородов [2]. Механизмы деструктивного обезуглероживания в полной мере не определены. Интересно место и роль процесса старения в алгоритме трещинообразования, обезуглероживания и деградации свойств сталей.

Цель работы: уточнение механизмов локализованного и общего обезуглероживания высокопрочных конструкционных сталей в ходе электролитического насыщения водородом под нагрузкой. Объекты - стали марок 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, Ст5, Ст3, 20, сплав Fe-0,09 % С. Исходная структура упрочненных (ВТМО) сталей – бейнит или феррит-перлит. В качестве деструктивного внешнего воздействия использовали статическое деформирование и электролитическое насыщение под нагрузкой в водородсодержащих средах.

I. Изучали связь структуры и деградации свойств легированных сталей с обезуглероживанием в ходе испытаний на длительную прочность в водородсодержащих средах (анодная и катодная поляризации в растворе 5% H_2SO_4 с добавками 2,5 % NH_4CNS при плотностях тока $j = 3$ и 60 А/м²).

II. Уточняли связь развития деструкции с механизмом локального обезуглероживания на основе субструктурных изменений (измерения внутреннего трения (ВТ) и модуля упругости) после деформации 0...30 %. ВТ измеряли по ГОСТ 25156-82 от - 150 до 450 °С. Фиксировали неупругие эффекты: Каннели-Вердини, Снука-Кестера (водородные), деструкционный, Снука, Снука – Кестера (углеродно-азотный) [10].

Локальное обезуглероживание в исследованных сталях связано с внутренними напряжениями, созданными в ходе текущего нагружения. Присутствие водорода (при электролитическом насыщении вне зависимости от поляризации) резко усиливает процесс, переводя его с субструктурного на микро- и макроструктурный уровень. Обезуглероживание связано также с газификацией при взаимодействии углерода с водородом с образованием углеводородов. Учитывая локализацию и морфологию трещин, фиксировавшихся в экспериментах, локальное обезуглероживание может быть связано с развитием старения. Влияние водорода ускоряет диффузию атомов внедрения, делая возможным образование комплексных сегрегаций на дислокациях и границах зерен. Для оценки интенсивности дислокационно-примесного взаимодействия и «емкости» дислокационных атмосфер (относительно атомов внедрения), подтверждения наличия карбогидридоподобных сегрегаций [1] необходимо продолжить исследования с использованием высокочувствительных на атомарном уровне методов как метод внутреннего трения.

Литература

1. Леонтьев И.М., Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. Обезуглероживание, водородная хрупкость и старение высокопрочных сталей в условиях электролитического наводороживания // Матер. межд. конф. «XXI Петербургские Чтения по проблемам прочности». (15–17.04. 2014 г., Санкт-Петербург, Россия, С. 194-197.

2. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Леонтьев И.М. Локальное обезуглероживание и прочность конструкционных сталей при деструктивных воздействиях // «Фундаментальные и прикладные аспекты новых высокоэффективных материалов». Всеросс. науч. интернет-конф. с межд. участием: Матер. конф. (Казань, 29.10.13 г.). С 176-177.

3. 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.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СПЕКАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

ЛОПАТИН Ю.Г.¹, НОХРИН А.В.¹, САХАРОВ Н.В.¹, ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н.¹, БОЛДИН М.С.¹,
ПОПОВ А.А.¹, БЛАГОВЕЩЕНСКИЙ Ю.В.², КОТКОВ Д.Н.¹, СЕМЕНЫЧЕВА А.В.¹,
ИСАЕВА Н.В.², СМЕРНОВА Е.С.¹

¹ *Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nohrin@nifti.unn.ru*

² *Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
yuriblag@imet.ac.ru*

В работе представлены результаты экспериментальных исследований процессов консолидации под давлением нанопорошков чистого карбида вольфрама в условиях высокоскоростного нагрева.

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки карбида вольфрама, полученные методом плазмохимического синтеза из оксида вольфрама и углеводорода, в струе восстановительного газа, и последующего печного синтеза. Изменение среднего начального размера частиц карбида вольфрама (R_0 , нм) и содержания монокарбида WC (f, об.%) в синтезируемой шихте осуществлялось варьированием температуры плазмы, а также температуры и времени печного синтеза. Для сравнения в работе исследовался промышленно выпускаемый порошок монокарбида вольфрама фирмы «H.C. Starck» ($R_0=110-115$ нм).

Электроимпульсное плазменное спекание (иностранный литературе используется термин «Spark Plasma Sintering» (SPS)) порошков осуществлялось на установке «Dr.Sinter Model SPS-625» в интервале температур от 1400 до 1950 °С, без выдержки. Скорость нагрева (V) варьировалась от 25 до 2400 °С/мин. Опыты проводились при давлении (P) одноосного сжатия 60 и 75 МПа. Усадка образцов отслеживалась при помощи дилатометра, входящего в комплект установки. Температура (T) измерялась пирометром, сфокусированном на внешней стороне пресс-формы. Спекание проводилось в вакууме 4 Па в графитовых пресс-формах с внутренним диаметром 12 мм.

Установлено, что спекание нанопорошков карбида вольфрама методом SPS осуществляется при более низких температурах, чем при обычном спекании – характерная температура окончания усадки $T_2=1380-1520$ °С, что соответствует $\sim 0.53-0.57T_m$ (где $T_m=3143$ К – абсолютная температура плавления монокарбида вольфрама). Проведенный анализ полученных результатов показал, что эффект уменьшения оптимальной температуры спекания нанопорошков карбида вольфрама связан не только с малым начальным размером частиц, но и с эффектом ускорения зернограничной диффузии, наиболее сильно проявляющимся в условиях высокоскоростного нагрева.

Установлено, что для нанопорошков с пониженным содержанием монокарбида наблюдается немотонный характер зависимости оптимальной температуры спекания T_2 от среднего начального размера частиц R_0 : увеличение R_0 от 46 до 63 нм приводит к повышению T_2 от 1420 °С до 1520 °С. При дальнейшем увеличении R_0 до 112 нм приводит к уменьшению температуры T_2 до 1380-1390 °С.

В случае спекания порошков с $f=100\%$, увеличение R_0 от 72 нм до 112 нм приводит к незначительному повышению температуры T_2 на 25 °С.

Показано, что в структуре материала полученного методом SPS из порошков с пониженным содержанием монокарбида, наблюдается аномальный рост зерен и формируется разноразмерная структура. При этом увеличение объемной доли монокарбида f от 83.5 до 99.7% приводит к увеличению размера аномально крупных зерен от 3 до 17 мкм. При температурах спекания более 1700 °С формируется равномерная крупнозернистая структура. Показано, что данный эффект обусловлен присутствием фазы W_2C в исходных порошках карбида вольфрама, полученных методом плазмохимического синтеза. Установлено, что увеличение размера аномально крупных зерен при уменьшении объемной доли фазы W_2C обусловлено увеличением характерного расстояния между частицами W_2C – половины расстояния, которое «проходит» мигрирующая граница до «встречи» с границей соседнего зародыша рекристаллизации.

Показано, что аномальный рост приводит к увеличению характерного масштаба диффузионного массопереноса (x), величина которого, в первом приближении, пропорциональна размеру зерна ($x \sim d/2$), и, как следствие, к существенному увеличению характерного времени диффузионного рассасывания пор на границе более крупного (аномального) зерна.

Данный результат имеет важный практический вывод, свидетельствующий о необходимости получения нанопорошковых композиций с предельным (100%-ным) содержанием монокарбидной фазы.

Показано, что метод SPS позволяет эффективно управлять параметрами структуры и механическими свойствами карбида вольфрама и формировать высокоплотное наноструктурное состояние с высокой твердостью и трещиностойкостью. При $V=2400$ °С/мин удается получить высокоплотный наноструктурный материал с $H_v=31.1$ ГПа и $K_{1C}=5.2$ МПа·м^{1/2}.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ SPARK PLASMA SINTERING ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ

Лопатин Ю.Г., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Попов А.А.,
Козлова Н.А., Копылов В.И.^(*), Чегуров М.К., Пискунов А.В., Котков Д.Н.,
Семенычева А.В.

*Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nohrin@nifti.unn.ru*

() Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, kopylov.ecap@gamil.com*

Целью работы является разработка основ новой технологии высокоскоростной электроимпульсной твердофазной диффузионной сварки под давлением ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов, полученных с использованием метода равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступали промышленный титановый сплав ПТЗВ (Ti-4Al-2V), циркониевый сплав Э110 (Zr-1Nb) и аустенитная сталь 08X18H10T, широко используемые в атомном машиностроении. УМЗ структура формировалась РКУП при комнатной температуре (сплав Э110), $T_{\text{ркуп}}=450-475$ °С (сплав ПТЗВ) и в интервале температур от 150 до 450 °С (сталь 08X18H10T).

Для получения сварных соединений использовалась установка для высокоскоростного электроимпульсного спекания «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering» (нагрев вакууме или инертной среде под давлением до 500 МПа со скоростью от 10 до 2500 °С/мин путем пропускания миллисекундных (3.3 мс) импульсов постоянного тока большой мощности (до 5000 А)). Сваривались образцы прямоугольного сечения 10×10×3 мм, поверхность которых предварительно подвергалась механической шлифовке и полировке с помощью алмазных паст до заданного уровня дисперсности.

Скорость нагрева при диффузионной сварке варьировали 50 от 350 °С/мин, температуру сварки - от 600 до 1150 °С, величину приложенного давления - от 50 до 120 МПа, время диффузионной сварки (при выбранной температуре) варьировалось в интервале от 0 до 90 мин. 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, варьирование которого осуществлялось с использованием алмазной пасты различной дисперсности и величины предварительного прессования. Размер пор определяли методами растровой электронной микроскопии.

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. Показано, что свариваемость СМК титановых сплавов и аустенитных сталей в аналогичных температурно-скоростных интервалах нагрева осуществляется с большей скоростью, чем аналогичных образцов крупнозернистых материалов. Построены зависимости объемной доли пор и размера зерна в сварном соединении от температуры и скорости сварки, величины приложенного давления и времени диффузионной сварки. Проведен анализ влияния температуры РКУП и температуры предварительного отжига на кинетику «залечивания» пор в сварном соединении, а также механические свойства и характеристики коррозионной стойкости сварных соединений.

Исследования структуры сварных соединений полученных при температуре выше температуры рекристаллизации показывает, что в материалах с меньшим начальным размером зерна (УМЗ металлы) средний размер и объемная доля пор в сварном соединении также оказывает заметно меньше размера и объемной доли пор в сварном соединении крупнозернистого металла

Определены оптимальные режимы РКУП, термической обработки, а также высокоскоростной диффузионной сварки, позволяющей получать в сварном соединении высокоплотную мелкозернистую структуру с повышенной твердостью. Проведенные исследования механических свойств показывают, что твердость сварных швов в УМЗ сплавах с 10%-ной точностью соответствует твердости основного металла, измеряемой на расстоянии не менее, чем три толщины стенки сварного изделия от края шва.

Проведены сравнительные электрохимические (потенциостатические) образцов сварных соединений крупнокристаллических и УМЗ материалов. Показано, что соединения УМЗ материалов полученных высокоскоростной диффузионной сваркой

при пониженных температурах обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению со сварными соединения крупнокристаллических материалов. Диффузионная сварка при температурах выше температуры рекристаллизации приводит к повышению коррозионной стойкости сварных соединений из УМЗ материалов до значений, соответствующей коррозионной стойкости сварных соединений крупнокристаллических сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ВИБРОРЕОЛОГИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНКАХ НА ПОДЛОЖКЕ

Лошманов Л.П.¹, Симонов В.Н.¹, Красильникова О.К.², Власов Д.А.²

¹Россия, Национальный исследовательский ядерный университет Московский инженерно-физический институт, simonov.valer@yandex.ru

²Россия, Институт физической химии и электрохимии РАН

Контроль массы и механических свойств наноразмерных плёнок требует более чувствительные методы и технологии, чем традиционные гравиметрические, акустические, контактные и другие методы. Технология кварцевых нановесов идеально подходит для этого. Традиционно в кварцевых микро- и нановесах используется резонатор толщинно-сдвиговых колебаний круглой кварцевой пластины. Однако, это позволяет исследовать упругие и реологические свойства пленок лишь в высокочастотной области – от 5 до 100МГц. В данной работе рассматривается возможность использования низкочастотных резонаторов пластин и брусок, совершающих колебания растяжения-сжатия.

В докладе рассматриваются принципы построения технологии моделирования виброреологических явлений и контроля виброреологических параметров в системе, состоящей из сформированной на пластине наноразмерной и наноструктурной пленки (адсорбента) и жидкости (адсорбата), содержащейся в порах пленки.

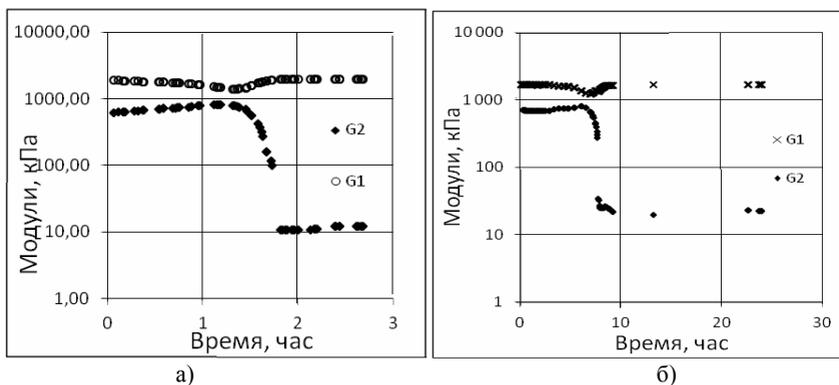


Рис.1 Реальный G1 и мнимый G2 модули сдвига высыхающей пленки хитозана, растворенного в уксусной кислоте при значениях относительной влажности воздуха 44% и 82%

Основу технологии составляет устройство, которое состоит из пьезокристаллической подложки-резонатора, на которую наносится пленка, система электродов возбуждения колебаний в пленке и модуль измерения эквивалентных параметров резонатора.

Приводятся результаты по созданию такого устройства и экспериментальных исследований виброреологических явлений на примере высыхающей пленки растворенного в уксусной кислоте хитозана. В качестве примера на рис. 1 приведены результаты исследования изменений реальной и мнимой компонентом сдвигового модуля упругости пленки хитозана при высыхании в условиях относительной влажности окружающего воздуха (44% рис. 1,а и 82% рис.1,б). На рисунке хорошо видно, как изменяются модули в момент перехода пленки из жидкого состояния вначале в гелеобразное, а потом в сухое.

Работа проводится в рамках проекта № 11-07-00471-а, поддерживаемого Российским фондом фундаментальных исследований.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОКАТАНОГО ПРОКАТА ДВУХФАЗНЫХ МАРОК СТАЛИ

Лукин А.С., Шкатов М.И., Родионов Д.В., Орехов М.Е.
ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат

Двухфазные ферритно-мартенситные стали (ДФМС) являются одним из перспективных штампуемых материалов для автомобилестроения, отличающихся повышенным сочетанием прочности и пластичности. Основные преимущества ДФМС состоят в высокой технологической формуемости, способности к поглощению значительной энергии при предельной деформации, а также высокой циклической прочности. Наиболее распространены ферритно-мартенситные стали с минимальным пределом прочности 500, 600 и 800 МПа. Дальнейшее развитие высокопрочных автолистовых сталей, в том числе ДФМС, будет идти в направлении еще большего повышения прочностных характеристик для снижения весовых характеристик автомобиля, что продиктовано экономическими и конструктивными соображениями, а также требованием повышения безопасности.

На сегодняшний день ОАО "НЛМК" обладает комплексом необходимого оборудования и технологий для производства сталей повышенной прочности, предназначенных для использования в автомобильной промышленности, в том числе и двухфазных сталей.

По сравнению с низколегированными высокопрочными сталями с аналогичным пределом текучести у двухфазных сталей (DP) более высокие коэффициент деформационного упрочнения, относительное удлинение и предел прочности на разрыв, а, соответственно, и более низкое соотношение предел текучести/предел прочности. Термин двойной фазы указывает на преобладание в микроструктуре двух фаз: феррита и мартенсита. Однако малые количества других фаз типа бейнита, перлита или остаточного аустенита могут также присутствовать.

Типичными двухфазными сталями как с покрытиями, так и без них являются стали с ферритно-мартенситной (бейнитной) структурой, обеспечивающей прочность от 590 МПа до 1180 МПа. Промышленное производство таких сталей обеспечивается использованием современных агрегатов непрерывного отжига и горячего цинкования, возможность образования второй фазы в которых достигается требуемой скоростью охлаждения для прохождения структурных превращений в стали.

Так на ОАО «НЛМК» ввиду наличия агрегата непрерывного отжига ведется непрерывная работа по разработке и совершенствованию технологии двухфазных сталей. На сегодняшний день освоена технология производства классов прочности 440, 500, 600 МПа по европейским и корпоративным стандартам, ведется разработка получения двухфазной стали с пределом прочности не менее 780 МПа. Механические свойства получаемых марок стали представлены в таблице 1.

Таблица 1 Механические свойства холоднокатаного двухфазного проката

Марка стали	Стандарт/ТУ	Механические свойства				
		σ_T , МПа	σ_b , МПа	δ_4 , %	n , ед.	BH_2 , МПа
НСТ500Х	prEN 10338	300-380	≥ 500	≥ 23	$\geq 0,15$	≥ 30
НСТ600Х	prEN 10338	340-420	≥ 600	≥ 20	$\geq 0,14$	≥ 30
Н380Х	SEW 097	380-460	≥ 600	≥ 18	$\geq 0,12$	≥ 30
НСТ780Х	prEN 10338	450-560	≥ 780	≥ 14	-	≥ 30

В 2012-2013 г.г. проведены с положительным эффектом работы по отработки технологии производства стали марки НСТ600Х размером (1,0-1,8)÷(900-1280) мм;

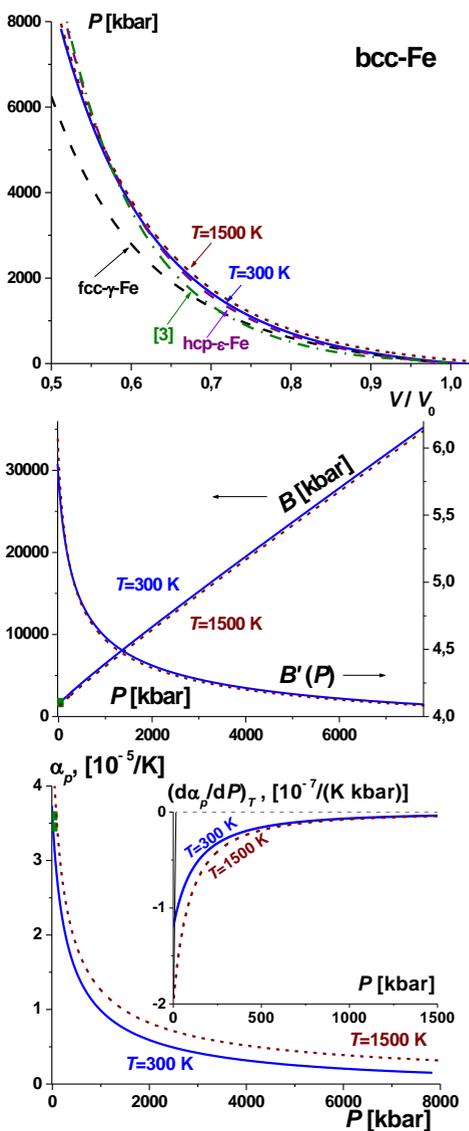
Без дополнительного легирования на основе марки НСТ600Х опробовано получение холоднокатаного проката марки НСТ780Х (за счет регулирования температурно-скоростного режима отжига в АНО).

ОБ УРАВНЕНИИ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВАХ ЖЕЛЕЗА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

МАГОМЕДОВ М.Н.

Россия, Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, mahmag4@mail.ru

Представив парное межатомное взаимодействие в виде потенциала Ми–Леннарда–Джонса, используя приближение «взаимодействия только ближайших соседей» и модель кристалла Эйнштейна, получено аналитическое уравнение состояния кристалла и зависимости от относительного объема (V/V_0) и температуры (T) для функций: $B = -V(\partial P/\partial V)_T$ – модуля сжатия, $\alpha_p = (\partial \ln V/\partial T)_p$ – коэффициента теплового расширения, удельной (на атом) теплоемкости (C_v и C_p). Конкретные расчеты проведены для ОЦК железа вдоль двух изотерм: 300 и 1500 К вплоть до степени сжатия $V/V_0 = 0.5$. Температура Дебая рассчитывалась по методу, предложенному в [1]. На **рис. 1** показаны изотермы уравнения состояния ОЦК-Fe: сплошная линия – изотерма $T = 300$ К, чуть выше лежащая точечная линии – изотерма $T = 1500$ К. Пунктирные линии – «упругие изотермы» из [2, ф-ла (5)]: верхняя – для ГПУ- ϵ -Fe, нижняя – для ГЦК- γ -Fe. Штрихпунктирная линия – зависимость $P(V/V_0)$, полученная в работе [3, ф-ла (4)] путем аппроксимации экспериментальных данных для ударных адиабат при сжатиях железа от $V/V_0 = 1$ до 0.5. Как видно из рис. 1, наши зависимости $P(V/V_0)$ хорошо согласуются с зависимостями как из [2] для ГПУ- ϵ -Fe, так и из [3] (штрихпунктирная линия).



На **рис. 2** показаны зависимости: $B(P)$ – возрастающие линии (левая шкала, в kbar), и $B'(P) = (\partial B / \partial P)_T$ – производной модуля сжатия по давлению вдоль изотермы – спадающие линии (правая шкала). Сплошные линии получены при $T = 300$ К, точечные – при $T = 1500$ К. Экспериментальные оценки данных параметров при 300 К и $P = 0$ лежат в интервале: $B/\text{kbar} = 1664 \div 1711.1$ – показаны квадратами, $B'(P) = 5.04 \div 7.789$. Видно, что при изотермическом сжатии функция $B(P)$ стремится к линейной зависимости, а функция $B'(P)$ стремится к постоянному значению.

На **рис. 3** показаны изотермы зависимости $\alpha_p(P)$ – коэффициента теплового расширения. Квадратами показаны экспериментальные значения для $T = 300$ К, $P = 0$: $\alpha_p/[10^{-5}/\text{K}] = 3.45 \div 3.6$. На вставке показана зависимость $\alpha_p'(P)$ – производной α_p по давлению (в $10^{-7}/(\text{K}\cdot\text{kbar})$). Легко видеть, что функции $\alpha_p(P)$ и $\alpha_p'(P)$ нелинейные.

Величины C_V и C_P уменьшаются при изотермическом сжатии тем заметнее, чем ниже T .

Работа выполнена при поддержке Президиума РАН (проект № П-2.1) и РФФИ (гранты № 10-02-00085-а и 12-08-96500-р-юг-а).

Список литературы

1. Магомедов М.Н. // Физика Твёрдого Тела. 2003. Т. 45. № 1. С. 33 – 36.
2. Фунтиков А.И. // Теплофизика

Высоких Температур. 2003. Т. 41. № 6. С. 954 – 969.

3. Белащенко Д.К., Островский О.И. // Журнал Физической Химии. 2011. Т. 85. № 6. С. 1063 – 1073.

УСТОЙЧИВОСТЬ ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННОГО ПРОКАТА ПРИ ПРОДОЛЬНОМ ИЗГИБЕ

МАКСИМОВ А.Б.

Государственный морской технологический университет, Керчь, Республика Крым,
Россия, *aleksandrmsk@yandex.ru*

SUSTAINABILITY THERMALLY REINFORCED ROLLED PLATES FOR LONGITUDINAL BENDING

Maximov A. B.

The influence of unilateral hardening of steel strips when tested in longitudinal stability shows that when compressed reinforced part of the sample critical voltage increases with the extension hardened parts.

Для исследования использовались образцы размером 14x100x500 мм из стали 14Г2. Предварительно образцы нагревали до температуры 930-950⁰С и производили одностороннее ускоренное охлаждение [1]. В результате этого, ускоренно охлажденная сторона образца имела мелкозернистую бейнитно-перлитную структуру с поверхностной твердостью 400-430 HV, а на противоположной стороне образца - феррито-перлитную структура с твердостью 280-300 HV, соответствующая нормализации. Контрольные образцы проходили нормализацию. Образцы испытывали на продольную устойчивость по схеме внецентренного сжатия.

По диаграмме нагружения, величине прогиба и форме оси сжато-изогнутого образца по методике [2] рассчитывали критическое напряжение в момент потери устойчивости ($\sigma_{кр}$), соотношения сжатых и растянутых частей сечения образца в процессе нагружения (таблица).

Установлено, что величина критического напряжения при внецентренном сжатии определяется характером нагружения упрочненных участков образца.

Таблица

Параметры нагружения образцов при испытании на продольную устойчивость*.

Вид термической обработки		Максимальное усилие, кН	Критическое напряжение, МПа	Максимальный прогиб, мм	Доля сечения, находящегося в сжатом состоянии от общего, %
Одностороннее упрочнение	1	47,2	31	35,7	70,5
	2	31,2	22,3	52,0	52,4
Нормализация		29,0	21,5	20,3	49,5

*1 – сжатие упрочненной части образца,

2 – растяжение упрочненной части образца.

В случае, если упрочненные участки подвергаются деформации сжатия, несущая способность образца на 30-50% выше, чем при растяжении упрочненных участков. В этом случае критическое напряжение практически такое же, как у нормализованных образцов.

Это определяется тем, что доля сечения, воспринимающая напряжения сжатия в первом случае составляла 70,5% от общей площади, в то время как в другом – 52,4%.

Это практически не отличается от доли сжатой части сечения для нормализованных образцов.

Таким образом, для эффективного применения термически армированного толстолистового проката при одностороннем упрочнении в реальных конструкциях следует стремиться к схеме нагружения, при которой упрочненные участки воспринимают деформацию сжатия. Анализ показал, что в этом случае представляется возможным при общей степени упрочнения на 30-50% повысить несущую способность конструкции не менее, чем на 30%.

Литература

- 1.Максимов А. Б. Применение термически армированного листа при производстве труб / Материалы V Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». 26-29 ноября – 2013. – Москва – ИМЕТ РАН. – С. 247-249.
- 2.Вольмир А. С. Устойчивость упругих систем. – М.: Физматгиз. – 1963. -879 с.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

МАКСИМЧЕНКО Н.Н.

*Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН
Беларуси, maksnat2001@mail.ru*

Одним из методов финишной обработки, позволяющим осуществить комплексное целенаправленное воздействие на поверхностный слой и материал в целом и придать ему необходимую совокупность эксплуатационных свойств, является метод деформационного плакирования гибким инструментом (вращающейся металлической щеткой), сочетающий упрочнение поверхностного слоя деталей с одновременным формированием покрытия. Известно, что отделочно-упрочняющая обработка сталей щетками позволяет повысить твердость на 8–20 %, при этом в наклепанном слое (толщиной 40–80 мкм) создаются остаточные напряжения сжатия порядка 600–1100 МПа. Целью проведенных исследований было определение упруго-напряженного состояния стальной основы и сформированного на ней медного покрытия.

Определение напряжений в плакированном слое проводилось методом рентгеновской тензометрии с использованием способа наклонной съемки. Расчет напряжений в направлении продольной оси пластинчатого образца с плакированным слоем проводился по формуле:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1 + \mu} \cdot \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi},$$

где E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона; ψ – угол наклона; d_{ψ} – межплоскостное расстояние для дифракционных линий (222) плакированной меди и (220) стальной основы, снятых под углами $\psi=0, 20, 40$ и 50° ; d_0 – межплоскостное расстояние для дифракционных линий (222) и (220), снятых под углом $\psi=0^\circ$. После рентгеновских съемок под разными углами ψ проводилось экстраполирование полученной зависимости межплоскостных расстояний анализируемых линий на угол $\psi=90^\circ$. Окончательный расчет σ_{φ} проводился по формуле:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1 + \mu} \cdot \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0}.$$

Из рисунка видно, что при увеличении ψ межплоскостные расстояния, определенные по линиям (222) и (220), изменяются различным образом, что свидетельствует о различии в упруго-напряженном состоянии основы и плакированной медной пленки: в плакированном слое формируются остаточные напряжения растяжения, а в поверхностном слое стальной основы – остаточные напряжения сжатия. Расчетные значения напряжений составили 220–280 МПа.

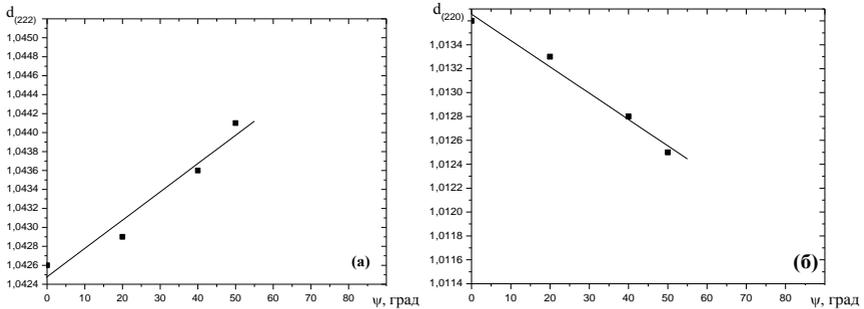


Рисунок – Зависимость межплоскостных расстояний для плакированной меди d_{222} (а) и стальной основы d_{220} (б) от угла наклонной съемки

Таким образом, проведенные исследования показали, что в материале с покрытием, сформированным методом плакирования гибким инструментом, могут образовываться как напряжения сжатия, так и напряжения растяжения. Это позволяет расширить технологические возможности деталей с плакированным слоем по сравнению с деталями, подвергшимися только упрочняющей обработке щеткой. В зависимости от назначения детали можно варьировать свойства покрытия от фрикционных до антифрикционных, путем подбора материала покрытия и сочетания модулей упругости основы и покрытия, различных добавок в покрытие и рациональной конструкции самого покрытия.

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ ТЕЛЛУРИДА СВИНЦА И $Pb_{1-x}Sn_xTe$ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ КАК ОДИН ИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЛУБИНЫ НАРУШЕННОГО СЛОЯ

МАЛАНИЧ Г. П.

Украина, Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева НАН Украины,
e-mail: galya_malanich@mail.ru

Присутствие нарушенного слоя на поверхности элементов термоэлектрических модулей, изготовленных на основе $PbTe$, уменьшает термоэлектрическую эффективность таких модулей и способствует их деградации. Поэтому важной технологической операцией является химическое удаление приповерхностного нарушенного слоя. В литературе известны способы определения толщины

нарушенного слоя кристаллов, одним с которых является метод, включающий послойное стравливание поверхности кристалла и измерение их твердости [1].

Целью работы является установление глубины приповерхностного нарушенного слоя образцов PbTe и $Pb_{1-x}Sn_xTe$, а также времени их обработки бромвыделяющим полирующим травителем.

Для исследований использовали монокристаллы PbTe *p*-типа и твердых растворов $Pb_{0,83}Sn_{0,17}Te$, $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$ (II) выращенных методом Бриджмена, а также $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$ (I), полученных из паровой фазы. Образцы вырезали из кристаллических слитков с помощью струны с алмазным напылением, при этом размеры пластин составляли $\sim 5 \times 7 \times 1,5$ мм. Деформированный слой, образовавшийся на поверхности пластин в процессе резки, частично удаляли механическим шлифованием, используя водные суспензии абразивных порошков М 10-М 1. Нарушенный путем резки и шлифования слой удаляли методом химико-механического полирования (ХМП) травителем H_2O_2 – HBr – этиленгликоль (ЭГ). Уменьшение толщины пластин до и после обработки определяли с помощью электронного индикатора TESA DIGICO 400 с точностью $\pm 0,2$ мкм. Для приготовления травителей использовали 48 % HBr, 35 % H_2O_2 и ЭГ (реактивы марки “х.ч.”). Указанные компоненты смешивали в количествах, соответствующих их объёмному соотношению в травильных растворах, т.е. состав выражали в об. %. Промывку образцов после ХМП проводили согласно методике [2]. Микротвердость образцов PbTe и $Pb_{1-x}Sn_xTe$ после механической и химической обработки измеряли по Виккерсу с помощью автоматического микротвердомера Durascan-20 с вертикальным регулятором блока нагрузки при минимальном значении 0,01 кг и выдержке при этой нагрузке в течение 10 с.

В табл. 1 приведены результаты измерения микротвердости теллурида свинца *p*-типа после струнной резки, механического шлифования и последующей обработки поверхности образцов методом ХМП в растворе H_2O_2 : HBr : ЭГ. Полученные результаты позволяют утверждать, что ХМП таким травителем в течение 2 мин достаточно для удаления с поверхности образцов нарушенного слоя вплоть до остаточных упруго-напряженных деформаций, поскольку наступает стабилизация значений микротвердости HV, а ее величина близка известной в литературе (~ 30 для PbTe [3]).

Таблица 1

Микротвердость по Виккерсу монокристаллов *p*-PbTe после различных этапов обработки

№ п/п	Тип обработки	Время обработки	Удаленный слой с поверхности, мкм	Микротвердость HV
1	Струнная резка	–	–	52-59
2	Механическое шлифование водными суспензиями абразивных порошков М10 и М5	по 2 мин в каждом	~ 147	41-58
3	Химико-механическое полирование травителем состава (в об. %): 6 H_2O_2 – 74 HBr – 20 ЭГ	1 мин	~ 120	31-32
4		2 мин	~ 240	31
5		3 мин	~ 360	31

Таким образом, в работе было установлено, что для удаления приповерхностного нарушенного слоя с исследуемых образцов достаточно обработки методом ХМП предложенным травителем состава (в об. %): 6 H₂O₂ – 74 HBr – 20 ЭГ в течение 2 мин: при этом формируется полированная поверхность кристаллов PbTe и Pb_{1-x}Sn_xTe хорошего качества (параметры шероховатости **R_a** < 40 нм).

1. Гогоберидзе Д.Б. Твердость и методы ее измерения. – М.-Л.: Машгиз, 1952. – с. 161-167.

2. Маланич Г.П., Томашик З.Ф., Томашик В.М., Стратийчук І.Б., Сафрюк Н.В., Кладко В.П. Хіміко-механічне полірування монокристалів PbTe та твердих розчинів Pb_{1-x}Sn_xTe в травильних композиціях H₂O₂–HBr–етиленгліколь // Науковий вісник ЧНУ. Хімія. Чернівці: ЧНУ. 2013. Вип. 640. С. 72-78.

3. Crocker A.J., Wilson M. Microhardness in PbTe and related alloys // J. Mater. Sci. 1978. V. 13. № 4. P. 833-842.

ОЦЕНКА ДИФфуЗИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКОТРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТЕПЛОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С РЕСУРСНЫМ СМАЗЫВАНИЕМ

Маленко П.И.¹, Леонов А.Ю.², Релмасира К.Д.³

¹Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет», malenko@tsu.tula.ru

²Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет», leon13-23@mail.ru

³Индонезия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет», winnerclass@gmail.com

Под действием температуры трения в поверхностных слоях сталей в результате диффузионных процессов происходит образование вторичных структур (ВС), фазовый состав которых отличен от исходного. Именно ВС и определяют в конечном счете эксплуатационные свойства пар трения. общепринятые в трибологии методы исследования обычно основаны на обработке экспериментальных данных, связывающих исходные физико-механические свойства материалов деталей, условий эксплуатации и их результатов.

Отмеченные особенности тесно связаны с механизмами диффузионных процессов. Экспериментальные методы исследований не позволяют произвести точное идентифицирование механизмов диффузии. Метод молекулярной динамики (ММД), осуществляющий моделирование на атомном уровне, то есть на уровне кристаллических решеток, позволяет проследить траектории перемещений атомов под действием термического воздействия температуры трения и на этой основе исследовать механизмы диффузии.

Моделировались диффузионные процессы в парах трения узлов автоматики стрелково-пушечного вооружения, работающих в режиме ресурсного смазывания. Детали пар трения изготавливались из теплостойкой стали 25Х3МЗНБЦА, на рабочие поверхности которых с помощью процесса никотрирования наносилось

износостойкое покрытие. Фазовый состав покрытия: α -Fe, карбиды Fe_3C , нитриды Fe_3N и Fe_4N , карбонитриды $Fe_3(CN)$. Результаты моделирования – образование ВС: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeS_2 , Fe_2P , $FeSi$, MoS_2 , $MoSi_{0.65}$. Ингредиентами для образования ВС служили элементы из окружающей среды (O, S, P) и из подслоя (Mo, Si, S).

Рассмотрим методику применения ММД на примере фазы ϵ - Fe_3N . Молекулярно-динамические расчеты проводились с помощью стандартного пакета программ XMD, который позволяет проводить расчеты с циклическими или свободными граничными условиями в приближении многочастичного потенциала EAM. С помощью программы моделирования был сформирован кристаллит фазы ϵ - Fe_3N из 5600 атомов. После ввода в программу термического удара атомы вначале проходят фазу термического возбуждения, а затем устанавливается непосредственно диффузионный процесс (рисунок).

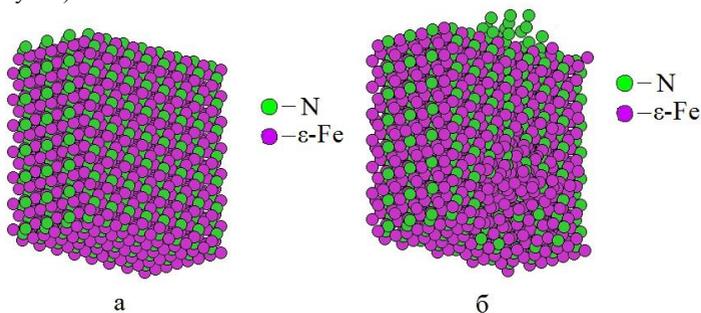


Рисунок. Расположение атомов в кристалле ОЦК решетки фазы ϵ - Fe_3N ($T=800$ K, $P=8,9$ ГПа, $n=5600$ атомов): а – исходное состояние; б – диффузия N

Первоначально атомы N перемещаются более активно, чем атомы Fe. При этом происходит как выход атомов N из кристаллита в окружающую среду, так и их скопление непосредственно у поверхности трения. В дальнейшем атомы N полностью покидают кристаллит и активизируется процесс диффузии ϵ -Fe. Из представленной схемы очевидно, что механизм диффузии является кооперативным (эстафетным), когда одновременно диффундирует большое количество атомов ($n>30$) и возможны их столкновения. Следовательно, можно утверждать, что отсутствует доминирующее влияние вакансионного механизма. Полученные в результате расчетов коэффициенты диффузии находятся в диапазоне $D=10^{-5} \dots 10^{-6}$ [m^2/c], что соответствует экспериментальным данным.

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ОБРАБОТКЕ С УДАРАМИ

Манохин А.С.¹, Задорожный С.А.², Муковоз С.Ю.¹

¹ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев the.manokhin@gmail.com

²НПУ «КПИ» г.Киев s.a.zadorozhnyi@gmail.com

В процессе черновой обработки литых заготовок, поверхность которых характеризуется значительными макронеровностями, либо изделий с пазами колебания глубины резания достигают значительных величин, что приводит к нестационарному режиму работы инструмента в условиях импульсного воздействия

постоянно меняющихся сил резания и, зачастую, вызывает разрушение режущего клина резца.

С целью определения максимально допустимой подачи при нестационарной обработке в ходе расчета режущего инструмента на прочность, необходимо дать оценку величинам ударных контактных нагрузок действующих на режущий клин. Как экспериментальное так и аналитическое определение указанных параметров представляет значительные сложности, однако, в первом приближении они могут быть установлены приведенным ниже образом.

Из курса сопротивления материалов известна зависимость, определяющая динамический коэффициент при столкновении груза с упругим телом:

$$k_d = \frac{\sigma_d}{\sigma_{cm}} = 1 + \sqrt{1 + \frac{2h}{\delta_{cm}}}$$

где h – высота падения груза, где σ_d – динамические напряжения, σ_{cm} – статические напряжения, δ_{cm} – статическая деформация в упругом теле.

Полагая, что резец является абсолютно жестким, а деталь – упругим телом, будем рассматривать момент врезания резца в заготовку как частный случай ударного нагружения – внезапное приложение груза. Тогда $h = 0$ и в этом случае $k_d = 2$ и $\sigma_d = 2\sigma_{cm}$, $\delta_d = 2\delta_{cm}$, т. е. при внезапном приложении нагрузки напряжения и деформации системы в два раза больше, чем при статическом нагружении. Учитывая вышеизложенное, для расчетов режущего инструмента на прочность при обработке с ударными нагрузками примем, что величина нормальных контактных напряжений в два раза превосходит значения данного параметра, рассчитанного для случая непрерывного точения. Глубину и толщину резания в обоих случаях считаем равными.

Необходимо отметить, что данное допущение верно в случае если передний угол инструмента близок к нулю. Очевидно, что при больших положительных значениях угла γ или при наличии у режущей кромки угла наклона λ , ударные нагрузки будут существенно меньше, а коэффициент $k_d < 2$.

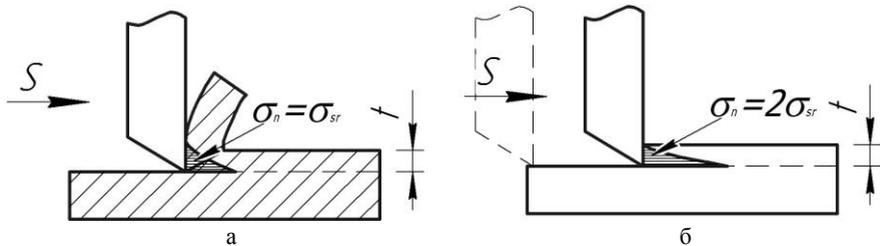


Рисунок 1 - Схема действия нормальных напряжений на передней поверхности резца: а – стационарном точении; б- при врезании.

Рассчитаем критические подачи при которых резец разрушится при стационарном и прерывистом резании (рис.1), на примере обработки заготовки из закаленной стали ШХ15 твердостью 60 HRC резцом, оснащенным режущей пластиной из ПСТМ на основе КНБ ($\gamma = -10^\circ$; $\alpha = 10^\circ$; $\phi = 60^\circ$; $v = 1,5$ м/с). Для этого, увеличим среднее контактное давление в 2 раза, при этом полагаем что средняя величина касательных напряжений на передней поверхности резца останется неизменной (табл. 1).

Оценку прочности инструмента выполним с применением 2-D моделирования напряженно-деформированного состояния режущего клина методом конечных элементов, задавая нагрузку в виде напряжений на контактных поверхностях. Опасная зона в режущем клине, в которой наблюдаются максимальные напряжения, при заданной схеме нагружения возникают на передней поверхности режущего инструмента за пределами контактного участка резца с обрабатываемым материалом. В качестве критерия предельного состояния используем выражение, предложенное А. А. Лебедевым [1] для определения эквивалентных напряжений:

$$\sigma_{\eta} = \chi\sigma_i + (1 - \chi)\sigma_1 \cdot A^{1-J} \leq [\sigma]$$

где: $\chi = \frac{R_m}{R_{cm}}$ – параметр, характеризующий роль сдвиговой деформации при

разрушении материала и определяемый отношением его пределов прочности при растяжении и сжатии (для киборита $\chi = 0,25-0,38$); σ_i – интенсивность напряжений по Мизесу; A – константа, зависящая от характера имеющихся в материале дефектов и, следовательно, отражающая статистическую суть процесса разрушения; J – параметр, характеризующий напряженное состояние и имеющий смысл жесткости нагружения, $[\sigma]$ – максимальное допустимое напряжение при растяжении. Для ПСТМ на основе КНБ марки киборит величина $[\sigma]$ по результатам динамических испытаний [2] составляет 0,87 ГПа.

Как показывает анализ результатов расчета, представленных в таблице, прерывистый характер обработки оказывает существенное влияние на величину ломающей подачи. Так, если при безударном течении с глубиной резания 0,1 мм, максимально допустимая подача составляет 0,38 мм/об, то в случае прерывистого течения с одномоментным врезанием инструмента на глубину от 0 до номинальной величины t , значение данного параметра снижается до 0,08 мм/об.

Таблица 1 – Нагрузка на режущий клин и эквивалентные напряжения

S	t	Длина контакта стружки с передней поверхностью резца	Составляющие силы резания на передней поверхности резца, Н			Среднее касательное напряжение Q_{θ}	Среднее нормальное напряжение при ударной нагрузке Q_{ω}	Эквивалентные напряжения в опасной зоне, σ_{η}	
								Стационарная обработка	Обработка с ударом
мм/об	мм	мм	P_x	P_y	P_z	МПа	МПа	МПа	
0,08	0,1	0,311	21,3	12,3	28,7	602,3	2044	763	858
	0,3	0,385	94,3	54,4	137,1	602,3	2222	806	863
	0,5	0,394	180,8	104,4	271,2	602,3	2304	815	885
0,19	0,1	0,454	28,1	16,2	40,1	602,3	2178	820	945
	0,3	0,748	171,6	99,1	255,9	602,3	2290	832	983
	0,5	0,792	343,5	198,3	528,9	602,3	2378	852	1052
0,38	0,1	0,79	33,8	23,7	51,9	602,3	2192	865	1093
	0,3	1,101	210,1	121,3	327,3	602,3	2412	986	1136
	0,5	1,183	448,2	258,8	729,6	602,3	2542	1098	1182

1. Остафьев В.А. Расчёт динамической прочности режущего инструмента.-М.: Машиностроение, 1979. - 168с.

2. Девин Л.Н. Прочность при растяжении поликристаллических сверхтвёрдых материалов и надёжность инструментов из них. Надтверді матеріали: створення та застосування: Зб. наук. Праць (Серія «Ма-теріалознавство»; Серія «Процеси механічної обробки, верстати та ін-струменти»)/ НАН України, ІНМ ім. В.М.Бакуля.– Київ, 2007.- с. 26-33.

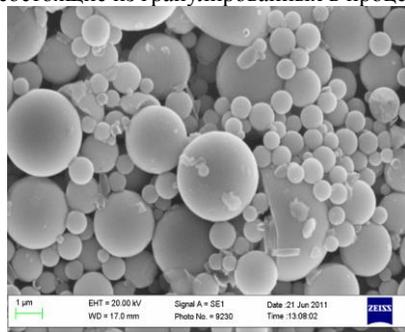
ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДНЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ $ZrO_2Y_2O_3CeO_2$

МАНОХИН А.С.¹, КОПЕЙКИНА М.Ю.¹, КОЛМАКОВ А.Г.², АНТИПОВ В.И.², КЛИМЕНКО С.А.¹, ВИНОГРАДОВ Л.В.², ПРОСВИРНИН Д.В.², БАРАНОВ Е.Е.²

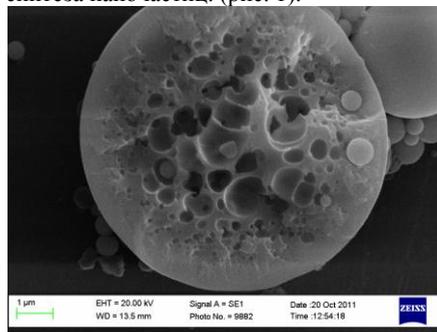
¹Институт сверхтвёрдых материалов им. В.М.Бакуля НАН Украины, Киев, Украина;

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия, imetran@yandex.ru

Целью работы является создание на основе оксидных гранулированных порошков $ZrO_2Y_2O_3CeO_2$, полученных методом аэрозольного пиролиза, керамического композита для изделий инструментального назначения. Частицы порошка представляют собой сферы диаметром 260-4200 нм средний размер которых составляет 980 нм. Морфология зерен этих порошков является их внутренняя структура - отдельные субмикронные зерна правильной сферической формы, состоящие из гранулированных в процессе синтеза наночастиц. (рис. 1).



а



б

Рисунок 1 - Гранулированные порошки: а - внешний вид; б - излом частицы

Для получения керамического композита использовался метод интенсивного электроимпульсной спекания (процесс спекания проводился в течение 45 сек., Максимальная температура в зоне спекания - 1326°C).

Как показали результаты исследований, при давлении 30 МПа полученные образцы керамического композита покрывались сеткой трещин и следовательно в этих условиях спекания композиты получить невозможно. Повышение давления до 150 МПа позволило получить плотные композиты с микротвердостью 8,0-8,2 ГПа. Микротвердость композита, полученный при давлении 250 МПа находится в пределах

12,5-12,7 ГПа. Достигнутые показатели микротвердости находятся на уровне характеристик твердых сплавов.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 12-08-00318 и Программой РАН П-8

МЕХАНИЗМ САМОДИФФУЗИИ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ, РЕАЛИЗУЕМЫЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УДАРНЫХ ВОЛН

МАРКИДОНОВ А.В.

*Филиал Кузбасского государственного технического университета
в г. Новокузнецке, markidonov_artem@mail.ru*

Целью данной работы является определение вклада ударных волн в самодиффузию, при температурах, не достаточных для активации вакансионного механизма в идеальном и неидеальном кристалле. Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики.

Рассмотрим расчетный блок, моделирующий идеальную решетку, в котором путем присвоения группе граничных атомов скорости, превышающей скорость звука, генерируется ударная волна. Для исследования влияния волны на самодиффузию произведем расчет коэффициентов. Получаемые в результате данных вычислений значения характеризуют некоторую величину δD , пропорциональную коэффициенту самодиффузии (δ – безразмерный коэффициент пропорциональности). Так как величина δD характеризует процесс самодиффузии при прохождении ударной волны, то назовем ее коэффициентом динамической самоиодиффузии. Исследование показало, что прохождение по расчетному блоку ударной волны активизирует процесс самодиффузии, причиной которого являются пары Френкеля, зарождающиеся во фронте волны. Существуют оценки, по которым давление во фронте послекаскадных ударных волн в случае облучения тяжелыми ионами может превышать не только реальный, но и теоретический предел текучести твердых тел. В данном случае возможно течение бездефектного материала с перемешиванием атомов среды и образованием дефектов. Поэтому причина активизации самодиффузии, наблюдаемая в компьютерных экспериментах, вполне реализуема и не противоречит известным фактам.

К росту коэффициента динамической самодиффузии приводит не только повышение стартовой температуры расчетного блока, но также и увеличение скорости волны. При этом существует скоростной интервал, на котором наблюдается аномальное снижение значения коэффициента диффузии. Причина этому следующая. Увеличение скорости волны приводит к образованию уже не одиночных, а множественных межузельных атомов, которые представляют собой краудионные комплексы. Данные образования, как показано в [1], являются более подвижными, чем одиночные межузельные атомы, и, кроме того, радиус спонтанной рекомбинации для таких дефектов гораздо больше. Поэтому после прохождения фронта волны краудионные комплексы рекомбинируют с вакансиями, и если краудионы двигались только вдоль одного атомного ряда, то данные смещения не будут рассматриваться как диффузионный путь. Подобный процесс схож с эффектом корреляции для самодиффузии. Последующее увеличение скорости волн приводит к удалению краудионных комплексов от вакансий, «связь» между ними утрачивается, и

рекомбинация не наблюдается. Поэтому коэффициент динамической самодиффузии начинает расти. Отметим, что при высоких скоростях волн рассчитанные значения коэффициента самодиффузии приближаются к показателям самодиффузии в жидком никеле, которые в зависимости от методики вычисления имеют значение $2.5 - 7 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$ [2].

Таким образом проведенное исследование показало, что основным механизмом самодиффузии, активируемой в результате прохождения ударных волн через кристаллическую структуру, является краудионный. Он осуществляется при температурах, недостаточных для реализации вакансионного механизма. Увеличение скорости волн приводит к возрастанию значений коэффициентов самодиффузии, и делает их соразмерными с коэффициентами, вычисленными для жидкого никеля.

Литература

1. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Потекаев А.И., Медведев Н.Н., Неверова Т.И., Барчук А.А. Поведение краудионов и их комплексов в слабоустойчивом состоянии материалов // Известия ВУЗов. Физика. 2011. №11. С. 61 - 67.

2. Черне F.J., Баскес M.I. Properties of liquid nickel: A critical comparison of EAM and MEAM calculations // Physical Review B. 2001. V. 65(2). 024209(9).

СИНТЕЗ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОКТОМОЛИБДЕНОКОБАЛЬТАТА

МАРКОВА Е.Б., ПАНУРИН Н.А., ОРЕШКИНА А.В., КАЗИЕВ Г.З.

*Россия, Московский педагогический государственный университет,
ebmarkova@gmail.com*

Несмотря на масштабность газопереработки, в этой отрасли существуют большие проблемы по утилизации попутного нефтяного газа (ПНГ). В России эта проблема стоит особо остро, так как катализаторы для переработки ПНГ на 80% закупаются у иностранных компаний, а на некоторых стадиях переработки и вовсе достигают 100%.

В связи с непростой ситуацией с Россией на международной арене, в данный момент очень остро стоит вопрос об отечественных разработках особенно в нефтегазохимической промышленности.

В связи с этим, актуален вопрос о создании отечественных катализаторов нового поколения. Гетерополиоксиды имеют большой потенциал в данной области. Нами был синтезирован, октомолибденокобальтат ($\text{Co}_2\text{H}_{36}\text{Mo}_8\text{N}_2\text{O}_{41}$)

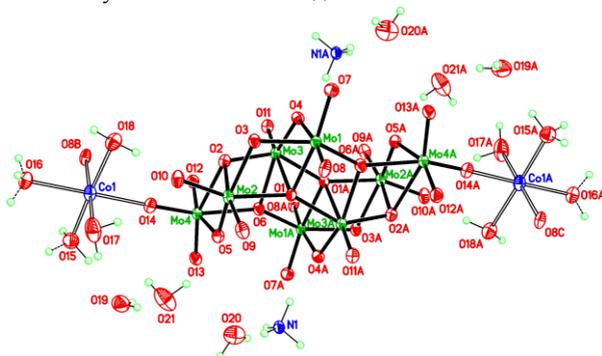
Синтез октомолибденокобальтата ($\text{Co}_2\text{H}_{36}\text{Mo}_8\text{N}_2\text{O}_{41}$) осуществлялся путем кипячения раствора гексамолибденокобальтат аммония $(\text{NH}_4)_3[\text{CoMo}_6\text{O}_{18}(\text{OH})_6]$ со спиртом в автоклав и нагреваем до 300 °С в течение 5 часов.

Наличие ионов молибдена и кобальта, а также отсутствие каких либо примесей в исследуемом образце с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра. В образце октомолибденокобальтата не присутствуют посторонние ионы, которые могли бы оказать влияния на физико-химические свойства исследуемого соединения.

Полученное соединение было доказано методом ИК-спектроскопии. Для подтверждения чистоты и индивидуальности синтезированного соединения, а также для получения кристаллографических данных был проведен рентгенофазовый анализ.

Данные РФА показали, что синтезированное соединение характеризуется определенной октаэдрической геометрией, и является кристаллическим веществом.

С помощью рентгеноструктурного анализа была установлена конфигурация элементарной ячейки полученного октомolibденокобальтата.



Установлено, что октомolibденокобальтат имеет сравнительно развитую удельную поверхность $13,5 \text{ м}^2/\text{г}$ для такого рода соединений. С такой удельной поверхностью расход данного образца, значительно меньше, чем при использовании непористых катализаторов.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ДЕГРАДАЦИИ

Марущак П.О., Данилюк И.М.

Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя, Украина, laboratory22b@gmail.com

Известно, что длительная эксплуатационная наработка материалов магистральных газо- и нефтепроводов приводит к их структурно-механической деградации вследствие воздействия силовых (технологическое давление, изгибающие напряжения, температура транспортируемого продукта) и физико-химических (наводораживание, коррозия) факторов. Особенно опасно комплексное воздействие нескольких, деградационных факторов. Наиболее типичными случаями являются: локализация деформационных процессов в трубе, обусловленная проседанием или сдвиг грунта; отслоение покрытия с последующей активацией процессов наводораживания. Такого рода воздействие приводит к снижению несущей способности и трещиностойкости материалов вследствие деформационного старения и накопления в металле трубы структурно-механических дефектов. Однако, как правило, большинство трубопроводов, сохраняют значительный запас прочности даже после длительной эксплуатации. Это обуславливает необходимость дополнительного исследования свойств металла таких объектов, с последующей разработкой простых (инженерных) подходов оценки их технического состояния. Целью данной работы является исследование поврежденности материала магистральных газопроводов с учетом влияния длительной наработки.

Исследовали фрагменты газопроводов из стали 17ГС диаметром 1020 мм, с толщиной стенки 10 мм после различных сроков наработки в земле, см. табл. 1.

Таблица 1. Нарботка исследованных образцов стали 17ГС

№ з/п	Газопровод	Нарботка, лет
I.	Сталь резерва (исходное состояние)	Отсутствует
II.	Магистральный газопровод «Шебелинка-Диканька-Киев»	38
III.	Магистральный газопровод «Елец-Диканька-Киев»	31

Испытания проводили на модернизированной гидравлической установке для статических испытаний ZD-100Pu, с записью полной диаграммы деформирования материала. Использовали цилиндрические образцы диаметром 5,0 мм. Во время эксперимента записывали поперечное и продольное сужение образца методом тензометрии. Поверхность разрушения образцов исследовали, с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ 106И. Экспериментальные данные свидетельствуют о заметном снижении общей пластичности стали 17ГС с 42% (обр. I гр.) до 38% (обр. II гр.) и 25% (обр. III гр.), при одновременном увеличении прочностных свойств, что является ярким свидетельством исчерпания пластичности материала. Кроме того, накопления структурных дефектов и пор при длительной наработке обуславливают частичное «охрупчивание» матрицы материала. Это также экспериментально подтверждается значительным снижением пластичности стали 17ГС после длительной эксплуатации. Наиболее четко, это проявляется на графике «относительная деформация (ϵ) – деформация разрыхления (ϵ_p)». Для деградированных материалов наблюдался более интенсивное увеличение деформации разрыхления при пластическом деформировании, что обусловлено раскрытием и коалесценцией структурно-механических дефектов. Однако, предельные значения ϵ_{pc} в 1,16 раза (обр. II гр.) и в 1,75 раза (обр. III гр.) меньше чем у металла в исходном состоянии (обр. I гр.). Для всех рассмотренных состояний стали 17ГС характерен вязкий тип разрушения. Однако, имеет место ряд фрактографических особенностей, характерных, прежде всего, для сталей после эксплуатационной наработки. Эти особенности связаны с охрупчиванием участков материала около включений и частиц вторичных фаз. При анализе изломов образцов газопровода «Елец-Диканька-Киев» обнаружен градиент структуры по глубине излома. Установлено наличие ряда продольных расслоений разного размера, обусловленных наводороживанием материала. По нашему мнению, локальные расслоения является следствием накопления атомарного водорода и значительных растягивающих напряжений в стенке трубы анализируемого участка. В данной работе, проведена оценка состояния металла ряда газопроводов, основанная на построении полных диаграмм деформирования и количественного описания поврежденности стали 17ГС после длительной наработки с помощью деформации разрыхления.

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАЛИЧИИ СТАЦИОНАРНОГО ГРАДИЕНТА ТЕМПЕРАТУР

МАТЯТИНА А.Н., КАЛАШНИКОВ Н.П., ОЛЬЧАК А.С.

Россия, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
matyatina.n@yandex.ru

В недавних работах ученых МГТУ им. Баумана, обобщенных в монографии [1], описываются наблюдавшиеся в многочисленных экспериментах необычные эффекты, связанные с разрушением тонких металлических пленок и проволок [2] при пропускании относительно небольших токов и, соответственно, при относительно низких температурах. В частности, наблюдалось разрушение тонких металлических проволок (0,1 – 0,5 мм диаметром) из тугоплавких материалов (Mo, Ni, W, Ta, сталь), одновременно во многих местах по всей длине, сопровождающееся предварительным оплавлением относительно холодных наружных слоев проволоки и/или ее приконтактных участков при температурах, заметно меньших табличной температуры плавления.

Трудно объяснить эти эффекты обычными термическими процессами, аналогично объяснениям экспериментов по взрыву тонких проволок сильными импульсными токами (см., например, [3]). В экспериментах (рис. 1) было установлено, в частности, что разрушение и оплавление происходят не в самых нагретых частях металла, а в области высокого градиента температуры на переходе между холодными и нагретыми участками. Однако конкретный механизм разрушения и оплавления оставался не вполне понятным. В настоящей работе предлагается возможное объяснение этого механизма.

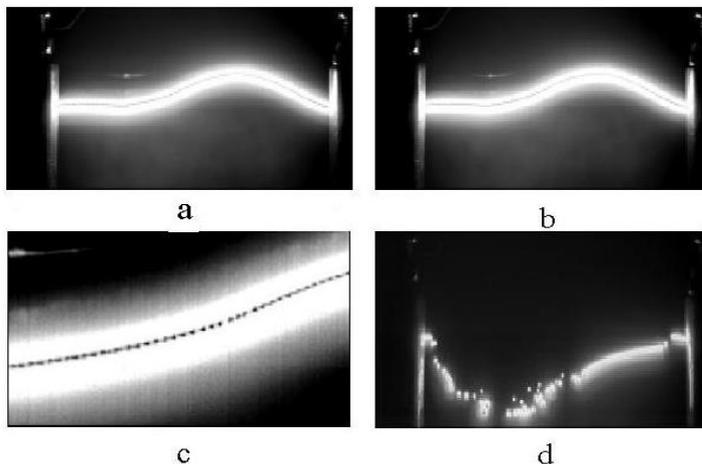


Рис.1. Последовательность фрагментации и распада танталовой проволоки на капли. Длина проволоки (диаметр) - 62 (0,1) мм. Подаваемое напряжение - 40 В. Время распада (кадр d) - 42 мс от начала пропускания тока.

Список литературы:

1. Марахтанов М.К., Марахтанов А.М. Неожиданные квантовые явления в известных электрических процессах. - М.: КРАСАНД, 2010. 312 с.

2. Marakhtanov M.K., Marakhtanov A.M. Electrical explosion of cold thin metal films // Thin Solid Films. 2000. V. 359. P. 127 – 135.

3. Бурцев В.А., Калинин Н.В., Лучинский А.В. Электрический взрыв проводников и его применение в электрофизических установках. -М.: Энергоатомиздат, 1990. - 288 с.

МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВОВ МАРГАНЕЦ-АЛЮМИНИЙ

Миляев И.М., Юсупов В.С., Миляев А.И.

Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения РАН, imilyae@mail.ru

Магнитотвёрдые сплавы марганец-алюминий относятся к разряду малопластичных материалов, обладающих к тому же относительно высокой прочностью. По нашим измерениям для сплава 71Mn-29Al предел прочности на сжатие $\sigma_{в\text{сж}} = 1000\text{-}1500$ МПа при $\Delta h/h = 5\text{-}12\%$, предел прочности на растяжение $\sigma_{в} = 270$ МПа при $\Delta l/l = 1,5\%$. Магнитные гистерезисные свойства литого сплава 71Mn-29Al были изучены как после двойной обработки (закалки от 1100°C в воде и изотермического отпуска при 500, 550 и 600°C в течение от 0,5 до 64 часов), так и после охлаждения от 1100°C с критической скоростью и отпуска при 500-550°C. Исследования проводили на шлифованных образцах диаметром 13 мм и высотой 25 мм, полученных из стержней, отлитых в сухие песчаные формы после индукционной плавки в среде аргона. Магнитные гистерезисные свойства измеряли на гистерезисграфе PermagraphL. После отпуска при 500°C остаточная индукция B_{r0} и коэрцитивная сила $H_{св}$ в зависимости от времени отпуска τ растут, проходят через максимум и затем падают. После отпуска при 550°C кривая $B_r(\tau)$ проходит через максимум, а коэрцитивная сила $H_{св}$ монотонно уменьшается с увеличением времени отпуска. Отпуск закалённых образцов при 600°C приводит к одновременному уменьшению как остаточной индукции, так и коэрцитивной силы. После двойной обработки получены $(BH)_{\text{макс}} = 4$ кДж/м³ при $B_r = 0,23$ Тл и $H_{св} = 48\text{-}56$ кА/м. После охлаждения от температуры закалки в струе сжатого воздуха и отпуска при 500°C в течение 0,5-1,0 часа получены $(BH)_{\text{макс}} = 6,5$ кДж/м³ при $B_r = 0,26$ Тл и $H_{св} = 76$ кА/м. На сплаве 72Mn-28Al аналогичные свойства были получены после такого же ускоренного охлаждения от 1100°C и отпуска при 550°C в течение 0,5-1,5 часов. Таким образом, экспериментально установлено, что двойная обработка и обработка с охлаждением с критической скоростью и отпуском неэквивалентны.

С целью выяснения природы различия этих двух видов термообработок снимали кривые намагничивания и были выявлены следующие закономерности. Во-первых, намагничивание образцов сплава 71-29 после закалки в воде от 1100°C и отпуска при 550°C в течение до 32 часов в полях до 12 кЭ практически не проявляют никаких признаков приближения к насыщению. После получасового отпуска при 500°C, когда остаточная индукция и коэрцитивная сила пренебрежимо малы, намагниченность $4\pi P_{очт}$ пропорциональна полю H . С увеличением времени отпуска и с повышением температуры отпуска кривые намагничивания в полях до 4 кЭ идут круче, максимальная намагниченность смещается в сторону меньших полей. В связи с этим высказано предположение, что наблюдаемый характер изменения намагниченности сплава марганец-алюминий после двойной обработки в зависимости от времени и температуры отпуска связан с процессом упорядочения метастабильной

ферромагнитной τ -фазы. Обсуждение изменений магнитных гистерезисных свойств (остаточной индукции и коэрцитивной силы) двойных сплавов марганец-алюминий в зависимости от режима термической обработки проведено в рамках теории включений.

В рамках данной работы проведены исследования магнитных гистерезисных свойств марганецалюминиевых сплавов с титаном, которые представляют несомненный интерес, так как согласно литературным данным Ti является единственным элементом, который приводит к увеличению намагниченности насыщения $4\pi I_s$ сплавов Mn-Al. Наилучшие свойства, которые были получены на сплаве Mn-Al-Ti после закалки от 1100°C и отпуска при 550°C в течение 1,5-2 часов таковы: максимальное энергетическое произведение $(BH)_{\text{макс}} = 8 \text{ кДж/м}^3$ при остаточной индукции $B_r = 0,30 \text{ Тл}$ и коэрцитивной силе $H_{\text{св}} = 88 \text{ кА/м}$, намагниченность в поле $H = 10 \text{ кЭ}$ составляет $0,63 \text{ Тл}$, твёрдость $HV = 450$. В рамках данной работы специально не изучали влияние легирующих элементов на кинетику изотермического превращения ϵ -фазы в сплавах Mn-Al, но в случае с титаном слитки после охлаждения в формах или на воздухе были полностью немагнитными и хрупкими настолько, что образцы сечением до 15 мм легко разламывались руками. После же закалки от 1100°C в воде сплав становился прочным, относительно пластичным, легко обрабатывался резанием лезвийным инструментом. При закалке трещин образуется мало. На основании этих особенностей, по-видимому, можно сделать заключение о том, что Ti сдвигает C-образные кривые изотермического распада ϵ -фазы влево.

МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВОВ МАРГАНЕЦ-АЛЮМИНИЙ-УГЛЕРОД

МИЛЯЕВ И.М., ЮСУПОВ В.С., МИЛЯЕВ А.И.

Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН, imilyaev@mail.ru

Целью настоящей работы является воспроизведение результатов исследований перспективных магнитотвёрдых материалов (МТМ) системы Mn-Al-C, которые интенсивно исследовались в 60-80 годы, но которые так и не получили у нас в стране промышленного применения, тогда как в Японии и США налажено их промышленное производство. Трудность промышленного освоения этих МТМ связано с большими технологическими трудностями, которые в те годы мы не смогли успешно преодолеть. За истекшее с тех пор время появились новые инновационные технологии, связанные как с производством МТМ, так и с их пластической деформацией. Освоение этих технологий вселяет надежду в возможность создания промышленной технологии производства МТМ на основе системы Mn-Al-C.

В таблице приведены сравнительные магнитные и механические характеристики основных зарубежных МТМ, которые позволяют оценить достоинства MnAlC сплавов. На литых сплавах Mn-Al-C в нашей работе получено значение максимального энергетического произведения $(BH)_{\text{макс}} = 9,7 \text{ кДж/м}^3$ при остаточной индукции $B_r = 0,275 \text{ Тл}$ и коэрцитивной силе $H_{\text{св}} = 97,5 \text{ кА/м}$ после нормализации от 1100°C и кратковременной 15-ти минутной выдержки при 650°C . При закалке в воде сплавы Mn-Al-C сильно растрескиваются (преимущественно по границам зёрен). После нормализации могут обрабатываться шлифованием. Углерод сильно повышает твёрдость (HV возрастает до 600-800) и хрупкость по сравнению с двойными сплавами Mn-Al. На основании того, что отпуск нормализованных образцов сплавов

Mn-Al-C приводит к повышению их магнитных свойств, по-видимому, можно сказать, что углерод замедляет распад ϵ -фазы и сдвигает C-образные кривые вправо.

В силу повышенной хрупкости сплавов Mn-Al-C была предпринята попытка заменить часть углерода бором. В работе бор вводили в виде промышленной лигатуры – ферробора. Так на сплаве Mn-Al-C-Fe-B, были получены $(BH)_{\max} = 8,8$ кДж/м³ при $B_r = 0,29$ Тл и $H_{св} = 85,2$ кА/м после закалки в воде от 1100°C и отпуска при 550°C в течение 1,5 часов.

	Mn-Al-C	Алнико 8	Ba/Sr ферриты	SmCo ₅
B_r , Тл	0,7	0,7	0,41	0,95
H_c , кА/м	183,0	151,3	230,9	517,5
$(BH)_{\max}$, кДж/м ³	73,6	40,0	32,0	176,0
Т-ра Кюри, °С	320	850	470	740
ТКИ, % / °С	- 0,12	- 0,02	- 0,19	- 0,03
Плотность, г/см ³	5,1	7,3	4,9	8,6
Энергия, ед. веса	1,1	0,7	0,8	2,6
Предел прочности, МПа	300	-	20	12,5
Возможная скорость вращения ротора электродвигателя, об/мин	60000	-	8000	5000

Намагниченность в поле $H = 10$ кЭ составляла 0,55 Тл. Сплав Mn-Al-C-Fe-B имеет хорошие механические свойства, обрабатывается резанием лезвийным инструментом, не растрескивается при термообработке. Твёрдость по Виккерсу в закалённом состоянии 350, в высококоэрцитивном – 460. Бор также как и титан, по-видимому, сдвигает C-образные кривые распада ϵ -фазы влево.

Методом планирования эксперимента была проведена оптимизация термической обработки магнитотвёрдого сплава Mn-Al-C-Mo. Получили $(BH)_{\max} = 12,8$ кДж/м³ при $B_r = 0,3$ Тл и $H_{св} = 151,3$ кА/м. По-видимому, молибден стабилизирует ϵ -фазу и сдвигает C-образные кривые вправо. Сплав Mn-Al-C-Mo является более технологичным сплавом чем сплав Mn-Al-C.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ТЕПЛОБРАЗОВАНИЕ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ПРИОПОРНЫХ ОТСЕКОВ СТЕНОК СТАЛЬНЫХ БАЛОК

МОЙСЕЙЧИК Е.А.

В таких условиях работают стенки балочных элементов в приопорных отсеках. При этом в однопролетных балках работа стенки приближается к условиям чистого сдвига, аналогичные условия возникают у промежуточных опор многопролетных балок. В пролетных сечениях стенка работает в отсеках, в которых действуют и сдвиг

и изгиб. Подобные условия реализуются и в отдельных отсеках рамных и арочных конструкций. Стенка работает как пластина, испытывающая действие нормальных и касательных напряжений. После потери местной устойчивости стенка в отсеках тонкостенных балок работает иначе, чем в традиционных конструкциях и способна продолжать воспринимать дополнительные нагрузки. Использование закритической стадии работы пластинки в тонкостенных балках позволяет при обеспечении их работоспособности добиться существенного снижения расхода стали на балку. Работа стальной пластинки на сдвиг используется в различных типах поглотителей (демпферов) сейсмической энергии. В этом случае реализуется превращение механической энергии колебаний сооружений в тепловую в энергопоглотителях, например, сдвигового типа или балочного типа.

Предельным состоянием для указанных случаев работы пластинки в составе балок и других конструкций на сдвиговые воздействия является потеря местной устойчивости при преимущественно упругой работе стали, а в энергопоглотителях – при пластический в условиях малоциклового усталости.

В докладе приводятся экспериментальные данные по деформационному теплообразованию в крупноразмерных образцах сдвигового типа и в однопролетных балках при их статическом нагружении, полученные с использованием компьютерного термографирования..

ВЫБОР ЭФФЕКТИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И ЕГО МАТЕРИАЛА ПО ПАРАМЕТРАМ СЛЕДА СКРАЙБИРОВАНИЯ

Мокрицкий Б.Я., Пустовалов Д.А., Танкова С.Г., Артёменко А.И.

*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,
boris@knastu.ru*

Процесс разработки материала под конкретные условия эксплуатации всегда сопряжен с необходимостью проверки его эффективности в результате экспериментальных исследований. Это же имеет место при выборе эффективного материала из числа нескольких имеющихся материалов. Так же необходима экспериментальная проверка в случаях, когда из нескольких инструментов (например, выполненных из одного и того же материала, но имеющих разную конструкцию) нужно выбрать самый рациональный по периоду стойкости.

Для наглядности рассмотрим пример. Пусть имеется (разработанных или выбранных из числа известных) несколько инструментов (или аналогичных инструментальных материалов), предназначенных для эксплуатации в заданных условиях. Пусть их 10. Как выбрать их них наиболее эффективный? Что взять в качестве критерия эффективности? Насколько они отличаются друг от друга по эффективности?

Ответы на эти вопросы требуют значительных затрат времени и средств. Наиболее целесообразна попытка ответа на эти вопросы методом сравнительных испытаний. В качестве критерия для сравнения может быть принят один из показателей работоспособности инструмента, например период стойкости. Это означает, что каждый из 10 инструментов нужно будет испытать в натурных условиях. Например, это концевые твёрдосплавные фрезы для раскроя алюминиевых авиационных сплавов. Период стойкости таких типовых фрез может составлять несколько часов, например, от 3 до 5 часов. Если взять среднее значение 4 часа, учесть необходимость продублировать испытания ещё два раза, то ресурс испытаний составит 120 часов.

При стоимости одного станко-часа в размере 30000 рублей (это типично для современных специальных станков с ЧПУ) затраты составят 3,6 миллиона рублей.

При таких величинах затрат средств и времени задача выбора конструкции инструмента и его материала становится проблемой.

Предпринята попытка решить задачу оценки эффективности косвенно, а именно по результатам экспрессных испытаний. Условия испытаний наиболее приближены к реальным условиям резания по механизмам разрушения. Испытания реализованы методом маятникового скрайбирования[1]. Оценивали тот или иной параметр следа скрайбирования, по величине параметра расставляли инструменты в рандометрический ряд, по параметру следа и по характеру разрушения инструментального материала выявляли ту или иную физико-механическую характеристику (трещиностойкость, прочность сцепления покрытия с основой и т.д.), по ней прогнозировали эксплуатационное свойство инструмента (период стойкости), по нему расставляли инструменты в рандометрический ряд, сравнивали рандометрические ряды на совпадемость местоположения инструментов в ряду, оценивали вероятность прогнозирования эксплуатационного свойства опосредовано через контроль параметра следа скрайбирования, перепроверяли экспериментально при резании. Убедились – маятниковое скрайбирование позволяет [2, 3] прогнозировать эксплуатационные свойства сравниваемых инструментов, взаимосвязь параметров существует, На данном этапе это сравнение лишь качественное, т.е. можно сказать какой инструмент лучше или хуже, но затруднительно сказать на сколько лучше или хуже. Тем не менее, выстроить инструмент в последовательность по убыванию или возрастанию эксплуатационного параметра метод маятникового скрайбирования позволяет.

Список использованных источников информации:

1. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А. Методики оценки свойств материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013, №6, с. 36-41.
2. Мокрицкий Б.Я., Петров В.В., Высоцкий В.В., Артёменко А.В. Схемы нагружения и методики оценки физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств инструментальных материалов // Учёные записки КнАГТУ, 2013, №4-1(13), с. 51-59.
3. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Высоцкий В.В. Определение свойств поверхностных слоёв материалов изделий по параметрам индентирования и акустической эмиссии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013, №6, с. 61-63.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr

Морозова А.И., Шахова Я.Э., Беляков А.Н.

Россия, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», generator_idey@mail.ru

Исследованию подвергнут сплав Cu-0,096%Cr-0,058%Zr (вес.%). Средний размер зерен в состоянии поставки составил 110 мкм, твердость – 48 единиц НВ. Исходный материал был подвергнут обработке на получение пересыщенного твердого раствора при температуре 920 °С и времени выдержки 1 ч, затем проводили старение при температурах 500-600 °С и временах выдержки 0,5-16 ч.

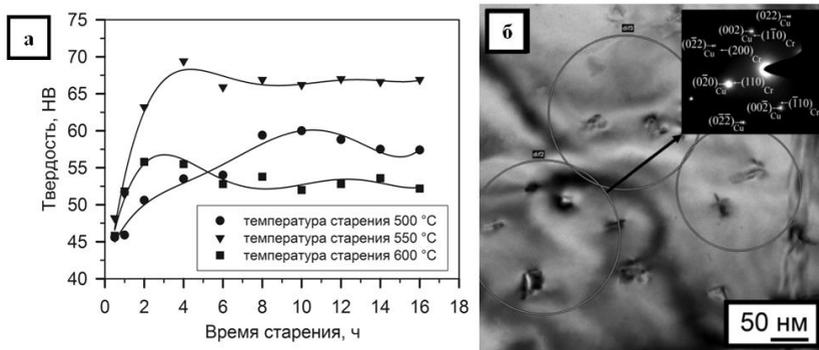


Рисунок 1 – а) Зависимость твердости низколегированной Cu-Cr-Zr бронзы от времени и температуры старения, б) Микроструктура низколегированной Cu-Cr-Zr бронзы после старения при температуре 550 °C и времени выдержки 4 ч

Максимальная твердость около 70 единиц НВ наблюдается при температуре старения 550 °C и времени выдержки 4 ч (рис. 1 а). С изменением температуры старения пик твердости снижается и при температуре старения 500 °C смещается в область длительных времен (10 ч), а при температуре старения 600 °C в область коротких времен (2 ч). Рост твердости в процессе отжига связан с выделением дисперсных частиц. Ожидаемо, что при увеличении времени старения наблюдается разупрочнение исследуемого материала, что, вероятно, является следствием роста и коагуляции дисперсных частиц. Наличие мелкодисперсных частиц хрома с ОЦК решеткой обеспечивает максимальную твердость.

Анализ тонкой структуры сплава после старения при 550 °C с временем выдержки 4 ч выявляет наличие частиц сферической и эллипсоидной формы со средним размером 30 нм (рис.1 б). Отметим, что выделившиеся частицы имеют ОЦК решетку. Химический анализ показывает, что выделившиеся в процессе старения дисперсоиды являются частицами хрома. Выделение частиц хрома с ОЦК решеткой в медной матрице с ГЦК решеткой происходит в соответствии с ориентационным соотношением Нишиямы-Вассермана: $(111)_{Cu} // (110)_{Cr}$, $[0-1-1]_{Cu} // [001]_{Cr}$, $[-211]_{Cu} // [-110]_{Cr}$.

Отметим, что в исходном состоянии сплав характеризуется низкими прочностными свойствами, предел текучести ($\sigma_{0,2}$) равен 54 МПа, а предел прочности (σ_B) составляет 178 МПа, что является характерным для медных сплавов. Проведение старения при температуре 550 °C обеспечивает повышение прочностных характеристик до 73 и 215 МПа, соответственно.

МИНЕРАЛЬНО-ОРГАНИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

МУСАФИРОВА Г.Я., ГРУШЕВСКАЯ Е.Н.*, ВЕРБИЩУК Я.Я.**

Республика Беларусь, *Гродненский государственный университет им. Я. Купалы,

**Белорусский государственный университет транспорта, musafirova_gy@grsu.by

Важной экологической проблемой в последние десятилетия является утилизация и вторичное использование полимерных материалов, которые находят все большее применение в разных сферах жизнедеятельности человека. Переработка отходов

способствует улучшению экологической обстановки и внедрению безотходных технологий получения материалов и изделий. Учитывая особенности структуры и свойств полимеров (высокая адгезия, водостойкость и гидрофобность, повышенные прочностные характеристики на изгиб и растяжение) и материалов на основе минеральных вяжущих (высокие прочностные показатели на сжатие и низкие на изгиб, морозостойкость, гидрофильность и др.) возможно получение материалов на основе сочетания минеральных вяжущих и органических связующих, с тем чтобы максимально использовать лучшие качества каждого компонента и свести к минимуму их отрицательные свойства. Такой подход является перспективным направлением строительного материаловедения, позволяющий получать полимерцементные материалы, которые обладают меньшей массой, повышенными прочностными характеристиками при изгибе, высокой адгезией, водостойкостью и гидрофобностью, повышенной износостойкостью и морозостойкостью.

В данной работе представлены результаты разработки минерально-органического композиционного материала на основе цементного вяжущего и полидисперсного вторичного полиамида для изготовления вибропрессованных композиционных изделий тепловлажностного твердения, которые в зависимости от функционального назначения могут быть использованы в качестве композиционных материалов, для облицовки наружных стен зданий, работающих в агрессивных средах.

В состав полученного цементно-полимерного материала входили следующие компоненты: в качестве минерального вяжущего применялся портландцемент 500-Д20 (ГОСТ 10178-85) с нормальной плотностью цементного теста 25%, в качестве органического вяжущего – вторичный полиамид (ТУ 6-13-3-88), измельченный криогенным способом до 0,14-0,63 мм. Цементно-полимерный материал получали смешиванием дисперсного полимера с цементом до однородного состояния и последующим постепенным добавлением воды затворения с добавкой гиперпластификатора Реламикс (ТУ 5870-002-14153664-04) вводимой в количестве 0,45%. Полимер вводили в количестве 2,5 - 15% от массы минерального вяжущего. Готовую модифицированную смесь укладывали в формы в виде балочек размером 40x40x160 и уплотняли вибропрессованием в течение 1 мин. Далее образцы помещали в пропарочную камеру на 12 часов с температурой 80-85°C. Спустя 7 суток испытывали прочность на изгиб полученных образцов. Для определения использовался пресс Quasar 50, при испытаниях нагрузку постепенно увеличивали до разрушения образцов. Спустя 28 суток определяли прочность на сжатие, при испытаниях нагрузку также постепенно увеличивали до разрушения образцов.

Экспериментальные исследования показали, что максимальные показатели прочности при изгибе достигаются при 5% содержании полиамида (от массы вяжущего) в полученных образцах, а при сжатии при 2-3%.

Таким образом, получены оптимальные составы цементно-органических композиционных материалов для изготовления адгезивов, плит тепловлажностного твердения, при котором обеспечиваются достаточно высокие физико-механические и экологические показатели.

Полученные материалы обладают следующими физико-техническими характеристиками: средняя плотность 2100-2150 кг/м³; предел прочности при изгибе 8-10 МПа; при сжатии 75-80 МПа, водопоглощение по массе 1,85% при содержании полиамида 2-3% и 2,3% при содержании полиамида 5%. Они атмосферостойкие и морозостойкие, не воспламеняются и не распространяют огня, обладают низким коэффициентом температурного расширения, влагостойкие, долговечные, экологически безопасные, устойчивые к агрессивным средам.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ И СТАТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ

МЫЛЬНИКОВ В.В., ШЕТУЛОВ Д.И.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, *mrtylnikov@mail.ru*

Исследованию была подвергнута сталь 6ХС закаленная в масле и отпущенная в зоне температур 280-600 °С (табл.1).

Результаты испытаний показали, что наибольшее значение предела усталости σ_{-1} имеют образцы, подвергнутые изотермическому отпуску (280 °С), при этом $\sigma_{-1} = 700$ МПа. Сталь 6ХС испытывалась также при двойном отпуске при температурах от 150+250 °С до 150+600 °С (табл.2).

В результате обработки данных испытаний на однократное разрушение нескольких температур отпуска были построены кривые упрочнения. Наблюдается зависимость, что чем больше параметр деформационного упрочнения $\text{tg } \alpha_k$, 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 $\text{tg } \alpha_k$, т.е. ее можно представить в виде выражения:

$$\text{tg } \alpha_\omega = K_{yc} / \text{tg } \alpha_k \text{ или } K_{yc} = \text{tg } \alpha_\omega \cdot \text{tg } \alpha_k .$$

Таблица 1. Результаты испытаний закаленной стали 6ХС после отпуска

Температура отпуска, °С	Параметр $\text{tg } \alpha_\omega$	Предел усталости σ_{-1} , МПа
280	0,0384	700
250	0,0458	660
370	0,0885	620
390	0,1567	570
460	0,2861	530
550	0,3536	440
600	0,3226	470

Таблица 2. Результаты испытаний закаленной стали 6ХС после двойного отпуска

Температура отпуска, °С	Параметр $\text{tg } \alpha_\omega$	Предел усталости σ_{-1} , МПа
150+250	0,1305	650
150+370	0,0550	720
150+460	0,3101	500
150+550	0,2165	570
150+600	0,1285	625

Анализируя полученные результаты, надо отметить, что сталь 6ХС показывает среднее значение параметра K_{yc} равным 0,0213. Сравнивая параметр K_{yc} , полученный в настоящей работе, с таким же параметром, менее прочных материалов, надо отметить, что высокопрочная сталь даёт меньшее значение ($K_{yc \text{ ср}} = 0,0213$) в сравнении с менее прочными материалами ($K_{yc \text{ ср}} = 0,05$). Это диктует необходимость

применять параметр K_{yc} в расчетах параметров $tg \alpha_0$ и $tg \alpha_k$, руководствуясь классом конструкционных материалов.

ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ

НАЗАРОВ В.В.

Россия, Москва

Научно-исследовательский институт механики

Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова

E-mail: inmec130@mail.ru

При описании установившейся ползучести при сложном напряженном состоянии используется степенную зависимость

$$\dot{\varepsilon}_{inv} = A^{-1} \sigma_{inv}^n, \quad A, n > 1,$$

где A , n – параметры изотермической ползучести, $\dot{\varepsilon}_{inv}$, σ_{inv} – инварианты тензоров скоростей деформаций и напряжений. В качестве инвариантов рассматриваются максимальная нормальная деформация ε_{max} , максимальное нормальное напряжение σ_{max} , максимальная сдвиговая деформация γ_{max} , максимальное касательное напряжение τ_{max} . При выборе зависимости $\dot{\varepsilon}_{inv}(\sigma_{inv})$ проводится сравнительный анализ минимального суммарного расхождения соответствующих теоретических и опытных значений

$$\Delta = \min \left(\sum_{k=1}^N \left| \lg \dot{\varepsilon}_{inv}^{teor} - \lg \dot{\varepsilon}_{inv}^{exper} \right| \right),$$

где k – порядковый номер, N – количество опытов.

При статистической обработке использовались экспериментальные данные, полученные для медных трубчатых образцов при температуре 264 °С. Трубчатые образцы подвергались, либо растяжению, либо испытывались в комбинации растяжения и кручения в условиях постоянства во времени растягивающей силы и ее комбинации с крутящим моментом. Рассмотрено сложное напряженное состояние, в котором нормальное и касательное напряжения вносят одинаковый вклад в максимальное касательное напряжение.

В результатах расчетов прослеживается, что погрешность $\Delta = 0,42$ зависимости $\dot{\varepsilon}_{max}(\sigma_{max})$ превосходит погрешность $\Delta = 0,33$ зависимости $\dot{\gamma}_{max}(\tau_{max})$. Анализ погрешностей расхождения теоретических и опытных значений показывает, что при описании установившейся ползучести при сложном напряженном состоянии следует использовать зависимость $\dot{\gamma}_{max}(\tau_{max})$.

При описании времени t^{**} в момент разрыва рассмотрены два вида составного эквивалентного напряжения $\sigma_e = \tau_{max} + \beta \sigma_{max}$, которое задается в зависимости от величины β в диапазоне значений $0 \leq \beta \leq 1$

$$\sigma_e = \begin{cases} \sigma_{e1} : \beta = \text{const} \\ \sigma_{e2} : \beta(\tau_{\max}) = \frac{\tau_{\max} - \tau_c}{\tau_b - \tau_c} \end{cases}$$

где τ_{\max} и σ_{\max} – максимальное касательное и максимальное нормальное напряжения, τ_c – предел ползучести, τ_b – предел прочности при кручении. В отличие от составного эквивалентного напряжения Лебедева – Писаренко, в котором t^{**} определяется главным образом σ_{\max} . В данной работе, t^{**} определяется главным образом τ_{\max} и определенным образом зависит от σ_{\max} .

Приводится сравнение погрешностей расхождения теоретических и опытных значений t^{**} , как для составных, так и базовых характеристик сложного напряженного состояния. Анализ расчетных данных подтверждает целесообразность использования зависимости $t^{**}(\tau_{\max}, \sigma_{\max})$. Сравнение расчетных данных показало, что критерию длительной прочности соответствует σ_{e1} .

Таким образом, составное эквивалентное напряжение σ_e определяется постоянным параметром β и принимается за критерий длительной прочности цилиндрических образцов, нагруженных в комбинации осевой силы и крутящего момента.

НОВЫЙ ОПТИЧЕСКИЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК

НАУМЕНКО О.В.

*НПУ им. Драгоманова, ул.Пирогова, 9
0360, ГСП, Киев – 142, Украина
Oksanochka97@gmail.com*

С помощью нового оптического метода, основанного на сравнении теоретических и экспериментальных зависимостей энергетического спектра экситона от радиуса полупроводниковых квантовых точек, определены размеры квантовых точек.

Ключевые слова: полупроводниковые квантовые точки, поляризационное и кулоновское взаимодействие, дисперсия.

В экспериментальной работе [1] исследовались низкотемпературные $T \leq 80K$ спектры поглощения квантовых точек (КТ) сульфида кадмия с радиусами a порядка нескольких nm , диспергированных в прозрачной диэлектрической матрице SiO_2 (с диэлектрической проницаемостью $\epsilon_f=1,8$). Серии образцов с концентрацией полупроводниковой фазы ($\approx 23\%$) были получены при разных режимах отжига. В [1] также был исследован спектр исходного нетермообработанного образца (спектр 4).

Наблюдаемый край поглощения в нетермообработанной пленке SiO_2 авторы [1] связывали с поглощением света КТ CdS . В результате термообработки образцов, в их спектрах наблюдалось дополнительное поглощение в длинноволновой части спектра, край которого сдвигался в коротковолновую сторону при уменьшении температуры отжига (спектры 1-3). Авторы работы [1] предполагали, что это сдвиг обусловлен квантоворазмерным эффектом и связан с уменьшением среднего размера a КТ CdS при понижении температуры термообработки.

Литература

1. А.П. Шпак, С.И. Покутний, *Успехи физ. мет.*, **6**, №2: 105 (2005).

2. S.I. Pokutnyi, *Ukr. J. Phys. Rev.*, **3**, №1: 46 (2006).
3. С.И. Покутний, *ФТП*, **44**, №4: (2010).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СТАЛИ X18N10T, ОБЛУЧЕННОЙ ДЛИТЕЛЬНОЕ ВРЕМЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 В КАЧЕСТВЕ ЭЛЕМЕНТОВ ЭКРАНЫХ СБОРОК ДЛЯ ОЦЕНКИ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ВКУ РЕАКТОРОВ ВВЭР

НЕУСТРОЕВ В.С.¹, БЕЛОЗЁРОВ С.В.¹, ЖЕМКОВ И.Ю.¹, МАРКЕЛОВ Д.Е.¹, МАКАРОВ Е.И.¹, НАБОЙЩИКОВ Ю.В.¹, ОБУХОВ А.В.¹, ТУКТАБИЕВ М.А.¹, ЯКОВЛЕВ В.В.¹, МАРГОЛИН Б.З.², СОРОКИН А.А.²

¹ОАО «Государственный научный центр научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград, Россия

²ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия

Конструкционные материалы любого реактора работают в достаточно напряженных условиях, что способствует их повреждению и ухудшению физико-механических свойств. Для обеспечения надежной работы несменяемых конструкций реактора и реактора в целом используются данные, полученные из специальных экспериментов по облучению образцов и данные из исследований реальных изделий и конструкций, эксплуатировавшихся в реакторе длительное время.

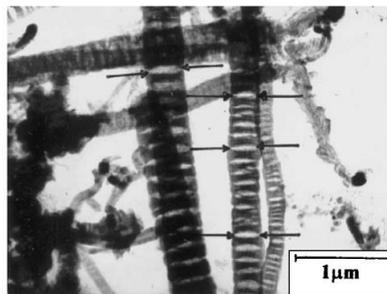
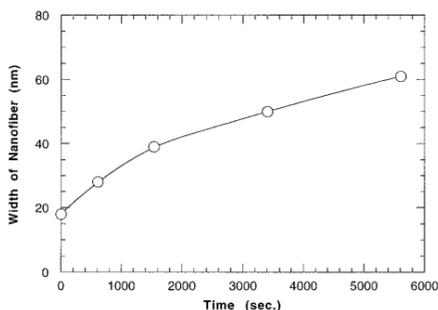
В работе представлены результаты материаловедческих исследований образцов стали X18N10T, вырезанных из элементов экранной сборки реактора БОР-60, облученной до повреждающих доз, превышающих 130 сна при низкой температуре облучения. Получены новые экспериментальные результаты по распуханию, физико-механическим свойствам и структуре образцов стали X18N10T - материала внутрикорпусных устройств реактора БОР-60 и реакторов ВВЭР. Полученные данные можно использовать для обоснования критерия гамма-альфа перехода в материалах ВКУ реакторов ВВЭР при длительной эксплуатации до высоких повреждающих доз. Полученные данные будут также использованы для пополнения базы данных по радиационной стойкости стали X18N10T, необходимой для обоснования продления срока службы внутрикорпусных устройств реактора БОР-60 и энергетических реакторов типа ВВЭР.

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ЭФФЕКТИВНОГО ВОДОРОДНОГО АККУМУЛИРОВАНИЯ ЭНЕРГИИ В ГИДРИРОВАННЫХ ГРАФЕНОВЫХ И ГРАФИТОВЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

НЕЧАЕВ Ю.С.

Россия, ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, e-mail: yuri1939@inbox.ru

Настоящее аналитическое исследование основано, главным образом, на результатах наших работ 2013-2014 г.г. [1-7] и посвящено актуальной проблеме разработки прорывной нанотехнологии хранения водорода в графитовых наволокнах (Рис. 1, 2) (для использования в эко-автомобилях с топливными элементами и в других устройствах водородной энергетики). В данной области материаловедения существует ряд рассматриваемых здесь физико-химических проблем - «открытых» фундаментальных вопросов, которые предстоит решить в обозримом будущем.



Данная работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Проект №14-08-91376 СТ а).

- [1] Yu.S. Nechaev & N.T. Veziroglu. "On thermodynamic stability of hydrogenated graphene layers, relevance to the hydrogen on-board storage". The Open Fuel Cells Journal, Vol. 6, p.p. 21-39 (2013).
- [2] Yu.S. Nechaev & N.T. Veziroglu. "Thermodynamic aspects of the graphene/graphane/hydrogen systems: relevance to the hydrogen on-board storage problem." Advances in Materials Physics and Chemistry, Vol. 3, p.p. 255-280 (2013).
- [3] Yu.S. Nechaev. "Physical and chemical interactions of hydrogen with carbonaceous nanostructures (an analytical study – indirect experiment)". In: Carbon Nanomaterials for Gas Adsorption. Eds. M.L. Teranova et al., Pan Stanford Publ., p.p. 39-130 (2013).
- [4] Yu.S. Nechaev. "Solid hydrogen intercalation in closed graphane-hydride-like nanostructures, Relevance to the storage applications". In: NANOTECHNOLOGY, Energy and Environment, Vol. 6 (Ch-5), Eds. G.N. Govil et al., Studium Press LLC (U.S.A.), p.p. 111-136 (2013).
- [5] Ю.С. Нечаев. «О термодинамических характеристиках гидрированных моно- и полиграфеновых наноструктур в связи с проблемой хранения водорода в эко-автомобилях с топливными элементами», Международный научный журнал «Альтернативная энергетика и экология», № 10, 2014, с.с. 25-55.
- [6] Yu. S. Nechaev, T. Nejat Veziroglu. "On thermodynamic characteristics of the thermal desorption of hydrogen from hydrogenated graphene layers." In: Handbook of Carbon Nano Materials, Volume 5 (Graphene – Fundamental Properties), Eds. F. D'Souza, K. M. Kadish, Word Scientific Publishing Co, New Jersey et al., p.p. 219-258 (2014).
- [7]. Yu. S. Nechaev, V. P. Filippova, A. Yürüm, A. Tekin, N. K. Yavuz, Yu. Yürüm, T. N.Veziroglu. "Some fundamental aspects - open questions on engineering of "super" hydrogen storage carbonaceous nanomaterials: Relevance for clean energy applications", Intern J. Hydrogen Energy, (2014).

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМОМАТРИЧНЫЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Низовцев В.Е.¹, Низовцева О.В.¹, Климов Д.А.¹, Климов А.К.², Бортников А.Д.¹

¹Россия, ФГУП «ЦИАМ» им. П.И. Баранова

²Россия, ООО «Дианром»

Реферат

В статье приводится краткий обзор свойств и областей применения разработанных и исследованных наноструктурированных сверхтвёрдых композиционных материалов

и покрытий на их основе в ведущих организациях авиационного моторостроения одними из первых ступивших на путь инновационного развития: ФГУП «ЦИАМ», ОАО «Кузнецов», ООО «Дианпром». Проведенные исследовательские работы позволяют сделать вывод о больших перспективах применения наноструктурированных композиционных материалов на основе карбидов, карбонитридов и диборидов переходных и тугоплавких металлов для авиакосмических объектов.

Ключевые слова

наноструктурированные материалы; тугоплавкие карбиды; карбонитриды; дибориды; коэффициент трения; дисперсно-упрочненный; антифрикционные материалы; антифрикционные покрытия; интеркерамиды; интерметаллиды.

1. Введение

Одним из перспективных направлений повышения технического уровня летательного аппарата, в том числе авиационных двигателей, и их надежности, наработки на отказ, является применение перспективных сверхтвердых, высокотемпературных композиционных материалов.

Высокая твердость, термостойкость, а также благоприятное сочетание других физико-механических параметров сверхтвердых композиционных материалов на основе карбонитрида титана, карбида кремния и диборида титана позволяют минимизировать износ узлов трения, повысить надежность и ресурс деталей летательного аппарата и механизмов авиационного двигателя.

Научная концепция разработки таких материалов выражается в том, что в их матрицы внедрены частицы другого вещества нанодисперсного диапазона (от 4 нм до 1,0 мкм), активирующих образование интеркерамидных и интерметаллидных соединений. При механическом нагружении таких материалов основную нагрузку воспринимает материал матрицы, в которой диспергированы наночастицы другого вещества, практически нерастворимого в ней. В результате чего создается структура эффективно сопротивляющаяся пластической деформации и термическим напряжениям.

2. Композиционные материалы и их применение в технике.

Для получения особо износостойких высокотемпературных материалов с необходимыми свойствами нашим коллективом разработаны инновационные технологии. Такие технологии позволяют управлять коэффициентами трения, теплопроводности, радиопоглощением, электропроводностью и прочностью создаваемых материалов.

Карбиды кремния

В настоящее время с использованием разработанных технологий авторам удалось получить наноструктурированные дисперсно-упрочненные реакционно-спеченные карбиды кремния. Методами спектральных и микроскопических анализов установлено, что в состав таких карбидов входят: первичный карбид кремния SiC, вторичный карбид кремния SiC, а также висеры карбида кремния SiC (рис.1).

Такой карбид кремния изготавливается технологией жидкофазного реакционного спекания с предварительной газофазной термохимической активацией. Технология позволяет получать материалы с содержанием карбидной фазы от 85 до 97% (по массе) и пористостью, приближающейся к нулю. При этом такая технология позволяет получать карбиды кремния, легированные бором, углеродом, алюминием, соединениями переходных металлов. Это даёт возможность управлять в широких пределах структурой и фазовым составом композиционных материалов. Авторами отработаны технологии по изменению гранулометрического состава первичного и

вторичного карбида кремния, содержанию углеродной составляющей в исходной шихте, пористости заготовки. Это и обуславливает высокую, характерную для разработанного композиционного материала, прочность межфазных границ, жесткость и монолитность структуры, высокую теплопроводность.

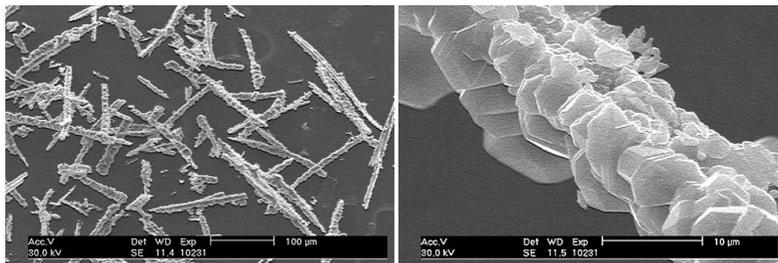


Рис. 1 Вискеры поликристаллического карбида кремния

Кроме того, это обеспечивает необходимую термостойкость, высокое сопротивление термоудару, исключает образование трещин.

Особенно широкое применение карбид кремния и его различные модификации находят в конструкциях летательных аппаратов, работающих с повышенной температурой в условиях высокой нагрузки и повышенного износа (рис 2,3,4,5).



Рис. 2 Торцовые уплотнения нового поколения из композиционного материала на основе карбида кремния (слева) и торцовые подшипники скольжения нового поколения с управляемым коэффициентом трения из композиционного материала на основе карбида кремния (справа)

В результате таких исследований уже сегодня авторами разработаны подшипники скольжения с низким коэффициентом трения и высоким ресурсом работы в высокотемпературных средах.

Эффективность разработанных антифрикционных узлов и конструкций подтверждена положительными результатами испытаний проведенных в ИМАШ РАН и ОАО «Кузнецов» в 2009-2011г.

Износостойкость по сравнению с закаленными сталями увеличилась от 10 до 20 раз.

Стала возможна работа изделий при температурах до 1400 градусов цельсия.

Карбонитрид титана($TiCN$) и диборид титана(TiB_2)

Разработанный наноструктурированный дисперсно-упрочненный карбонитрид

титана не уступает карбиду вольфрама по механическим характеристикам и отличается более высокой рабочей температурой, микротвердостью, не имеет склонности к прихватуванию, обладает более высоким температурным коэффициентом расширения, меньшим коэффициентом трения, меньшей плотностью, а главное - дефицит сырья для его производства отсутствует.

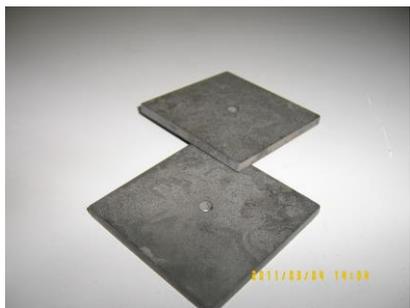


Рис. 3 Защитные пластины камеры сгорания нового поколения для газотурбинного двигателя из высокотемпературного композиционного материала на основе карбида кремния



Рис. 4 Композиционный высокотемпературный сотовый карбид кремния для рассеивания и отражения тепловых потоков.

Покрытие из карбонитрида титана (детонационное или плазменное напыление) TiCN обладает удовлетворительной термостойкостью и износостойкостью, более высокой температурой окисления и сравнительно высокой теплопроводностью.

Таким образом, композиционные материалы и покрытия на основе наноструктурированного дисперсно-упрочненного карбонитрида титана обладают более высокими эксплуатационными свойствами, чем материалы и покрытия такого же назначения на основе карбида вольфрама.



Рис. 5 Радиально-упорные подшипники скольжения для поворотных лопаток газотурбинного двигателя из высокотемпературного композиционного материала на основе карбонитрида титана

Керамоматричные и металлокерамоматричные композиционные материалы, приведенные в таблице 1 могут соединяться в произвольном сочетании с помощью вакуумной диффузионной сварки по технологии, разработанной авторами.

3. Опытные образцы элементов конструкции авиационной техники из высокотемпературных композиционных материалов, заключение о проделанной работе.

Как известно, ресурс систем и агрегатов летательного аппарата, в том числе авиационного двигателя в значительной степени зависит от свойств конструкционных материалов, из которых изготавливаются их детали и узлы. При этом конструкционные материалы должны по максимуму отвечать следующим

требованиям: повышенной теплопроводностью, минимальной плотностью, минимальными коэффициентами объемного и линейного расширения, высокой износостойчивостью, твердостью и прочностью.

В целом, для решения проблемы применения новых высокотемпературных наноматериалов в элементах авиационной техники, способствующих снижению массы при повышении ресурса, были решены следующие задачи:

- разработаны технологии нанесения износостойких высокотемпературных покрытий на основе карбидов, карбонитридов, боридов и их функциональных композиций;

- разработаны композиции антифрикционных материалов с использованием углеродных нанотрубок, квазикристаллических структур типа Al-Cu-Fe и Al-Zn-Fe, наноструктурных добавок из карбидокремниевых волокон;

- изготовлены узлы трения редуктора привода вентилятора перспективного авиационного двигателя НК-93, проведены испытания на базе ОАО «Кузнецов» с учетом требований последних авиационных правил по сертификации авиационной техники и получены положительные заключения.

- изготовлены подшипники скольжения для экспериментального газотурбинного двигателя, проведены испытания на базе ФГУП «ЦИАМ» им. П.И. Баранова с учетом требований последних авиационных правил по сертификации авиационной техники, и получены положительные заключения.

- в результате проведенных работ в ФГУП «ЦИАМ» им. П.И. Баранова создан редуктор привода вентилятора авиационного двигателя нового поколения с учетом требований последних авиационных правил по сертификации авиационной техники.

В результате проведенных исследований предложена инновационная технология, позволяющая решать задачу управления рядом физико-механических свойств поверхностных слоев деталей конструкций посредством наносимого слоя покрытия таких, как: коэффициенты трения, твердость, износостойкость.

Становится возможным применение в качестве несущей основы подшипника скольжения легких и высокопрочных титановых сплавов.

Коллектив авторов не останавливается на достигнутом и ведет активные работы по созданию материалов и технологий для высокотемпературных камер сгорания, соплового аппарата, лопаток и дисков турбины с возможностью работы при температурах до 2-х раз выше в сравнении с существующими.

Библиографический список

1. В.Е. Низовцев, Б. Мыктыбеков, Д.А. Климов, А.А. Халутин, В.Н. Суслин, Технический отчет «Разработка подшипников скольжения с антифрикционными покрытиями на основе металлополимеров, керамополимеров или композиционных материалов с использованием квазикристаллов», ФГУП «ЦИАМ» им. П.И. Баранова, Москва, 2010г., инв. №13912.
2. А.К. Климов, Д.А. Климов, Е.А. Крылов, Ю.А. Перекаатов, Статья в журнале «Автомобильная промышленность», №1 2003, стр. 27-30, «Композиционные материалы для двигателестроения».
3. Косолапова Т.Я., Федорус В.Б., Кузьма В.Б. - «Неорганические материалы», 1966г., т.2, №8, с. 1516-1520.
4. Гранов В.И., Глазков А.В. - «Неорганические материалы», 1975г., т.11, №2, с. 226-229.
5. «Исследование свойств материалов на основе карбида кремния», «Новые огнеупоры», №6, июнь 2009 г., Климов Д.А., Шкарупа И.Л., Плясункова Л.А., Шкарупа М.И.
6. «Карбидокремниевые материалы», Г.Г. Гнесин, Москва, «Металлургия», 1977 г.

К ВОПРОСУ ОБ ИОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ КРИСТАЛЛОВ ТИПА NASICON И ФУЛЛЕРИДА ЛИТИЯ

Ногай А.С.¹, Ногай А.А.²

¹Казахский агротехнический университет им. С. Сейфуллина, энергетический факультет г. Астана, пр. Победы 62, Казахстан, E-mail: nogay06@mail.ru

²Евразийский Национальный университет им. Л.Н.Гумилева, физико-технический факультет, г. Астана, ул. Мунайтпасова, 5, Казахстан: goblin92-00@mail.ru

Актуальность темы исследования связана с широким практическим применением твердых электролитов или суперионных проводников в различных отраслях современной техники. Данные работы [1] о наличии суперионного состояния среди углеродных наноматериалов является неожиданностью, поэтому нет четкого понимания природы этого явления. Ионная проводимость Li_4C_{60} уже при 300 К достигает $0,01 \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$. В связи с этим актуальным является анализ структурных и проводящих параметров ионных проводников и наноуглеродных материалов, в частности, фуллерида Li_4C_{60} .

Целью данной работы является обсуждение проблем, связанных явлением суперионной проводимости в суперионных кристаллах типа NASICON и углеродных наноматериалах.

Для проведения исследования были выбраны суперионные проводники из семейства NASICON (Natrium Super Ionic Conduction), а из углеродных наноматериалов - фуллерид лития, изучены проводящие свойства наиболее ярких представителей из семейства NASICON и фуллерида лития.

Для реализации поставленной цели были получены твердофазным синтезом по обычной керамической технологии поликристаллические образцы ортофосфатов натрия скандия и железа.

Однофазность синтезированных образцов контролировалось рентгенографический с помощью дифрактометра ДРОН-3. Образы имели форму дисков диаметром 6 мм и толщиной 2мм. В качестве электродных материалов использовалась палладиевая паста. Электроды создавались путем нанесения пасты на поверхность образца, сушки и последующего отжига при температуре 600 – 800 К. Ионная проводимость образцов измерялись импедансным методом с помощью импеданс-метра BM-507 в интервале частот от 5 Гц до 0,5 мГц и температур от 293 К до 573 К.

Согласно данным работы [1] отличительной особенностью температурной зависимости ионной проводимости фуллерида лития является то, что ионная проводимость наблюдается при низких температурах. Сравнительный анализ температурных зависимостей ионной проводимости образцов двух типов показал, что у образцов из семейства NASICON температурный диапазон гораздо выше, чем фуллерида лития.

В работе детально обсуждены особенности построения каркаса кристаллической структуры ромбоэдрического типа $\{\text{M}_2(\text{TO}_4)_3\}_{3\infty}$ [2] и строение шарообразных молекул фуллерида лития [1]. Оба структурных типа рассмотрены с кристаллохимической точки зрения возможности возникновения суперионного состояния. Также изучена взаимосвязь между строением и проводящими свойствами образцов типа NASICON и фуллерида лития.

Также в работе затронуты вопросы о возможных механизмах реализации суперионной проводимости в углеродных наноматериалах типа фуллерида лития. Дана сравнительная оценка механизмов ионной проводимости в исследуемых типах материалов.

Заключено, что фуллерид лития Li_4C_{60} является не совсем традиционным суперионным проводником. Все остальные фуллериты – металлы. Не исключено, что Li_4C_{60} является суперионным проводником благодаря особенностям кристаллического строения и наличию наноразмерных эффектов.

Литература

1. M. Riccò, M. Belli, M. Mazzani, D. Pontiroli, D. Quintavalle, A. Jánossy, G. Csányi. Superionic Conductivity in the Li_4C_{60} Fulleride Polymer // Physical Review Letters, 102, 145901 (2009).

2 Калинин В.Б., Стефанович С.Ю. Кристаллохимические принципы прогноза сегнетоэлектриков и родственных материалов в случае соединений с каркасами $\{\text{M}_2(\text{TO}_4)_3\}_{\infty}$ // Изв. Ан СССР. Сер. неорганич. материалы, - 1982. - Т.18, № 9. - С. 1567 - 1571.

СИНТЕЗ ТВЕРДОЭЛЕКТРОЛИТНЫХ ОКСИДОВ ТИПА BASCF

НОГАЙ А.С.¹, БАЛАПАНОВ М.Х.², КАБЫЛБЕКОВА О.М.¹

¹Казахский агротехнический университет им. С. Сейфуллина, энергетический факультет г. Астана, пр. Победы 62, Казахстан, E-mail: nogay06@mail.ru

²Башкирский государственный университет, физический факультет, г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия

Интерес материаловедов к семейству сложных оксидов обусловлен, в первую очередь, высокой проводимостью этих материалов при умеренных температурах. До сих пор нет единого мнения о способе внедрения замещающего компонента, протяженности областей гомогенности твердых растворов различных составов.

Цель работы является поиск технологии получения оптимальных кислород проницаемых керамических мембранных и электродных материалов для создания керамических фильтров газов, способных работать при температурах ниже 900 К;

Для реализации поставленной цели необходимо комплексное изучение процессов получения и областей устойчивого существования соединений семейства, установления и уточнения их структуры, аттестации соединений и исследовании электрофизических характеристик материалов сложных оксидов состава BASCF в зависимости от состава и температуры с использованием комплекса современных физико-химических методов для установления оптимальных мембранных и электродных материалов керамических фильтров газов.

Синтез сложных оксидов системы типа $\text{Ba}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{Co}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{O}_{3-\delta}$ производился из водных нитратных растворов кальция, стронция, бария и железа (3) с использованием комплексообразования с нитратами аминов. В качестве последних нами использован нитрат хинолина состава $\text{C}_7\text{H}_9\text{N} \cdot \text{HNO}_3$ (Hn-HNO_3). При смешивании исходных солевых компонентов нитратов кальция, стронция, бария и железа и нитрата хинолина после вакуумной перегонки получают твердые кристаллы. При нагревании соответствующие комплексные соединения интенсивно разлагаются с одновременным окислением до CO_2 , NO_2 и с образованием оксидов соответствующих металлов, которые далее, взаимодействуя между собой, образуют сложные оксидные системы типа $\text{Ba}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{Co}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}\text{O}_{3-\delta}$. Получены порошки высокой дисперсностью.

Холодным прессованием были получены керамические таблетки диаметром 2,0 см для измерений проводимости. Применялось сухое прессование в пресс-форме из

нержавеющей стали при давлении 2-5 т/см². Спрессованные таблетки толщиной 2-6 мм подвергались отжигу при 1073-1173 К в течение 3-6 часов в муфельной печи на воздухе. Все полученные порошки и керамики кислородных проводников состава Ba_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ba_{0.5}Ca_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ca_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ были аттестованы.

Дифрактограммы для оксидов составов Ba_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ba_{0.5}Ca_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ca_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ имеют четкие линии. На дифрактограммах зафиксировано чисто перовскитная оксидная фаза.

Установлено, что для получения гомогенной перовскитной фазы составов Ba_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ba_{0.5}Ca_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ca_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ необходим синтез с применением золь-гель технологии и отжиг образцов при температурах 950 - 1100 °С.

Размеры частиц порошка определялись на приборе Shimadzu Sald-7101. и атомно-силовом микроскопе Solver. Ионная проводимость образцов измерялись импедансным методом с помощью импеданс-метра VM-507 в интервале частот от 5 Гц до 0,5 МГц и температур от 293 К до 573 К.

Показано, что полученные материалы Ba_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ba_{0.5}Ca_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ, Ca_{0.5}Sr_{0.5}Co_{0.8}Fe_{0.2}O₃ - δ обладают смешанной электронно-ионной проводимостью и имеют высокую электропроводность при температурах 500-800 °С, поэтому могут быть перспективными конструкционными материалами для катодов и керамических мембран керамических фильтров газов.

Совокупность полученных данных представляет значительный практический и научный интерес для создания стабильных высокоэффективных кислородселективных керамических мембран. \

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПРОЧНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

НОХРИН А.В.¹, САХАРОВ Н.В.¹, ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н.¹, БАРАНОВ Г.В.², БЕЛОВ В.Ю.²,
БОЛДИН М.С.¹, БЛАГОВЕЩЕНСКИЙ Ю.В.³, МЕЛЕХИН Н.В.¹, ЛОПАТИН Ю.Г.¹, ПОПОВ А.А.¹,
СЕМЕНЫЧЕВА А.В.¹, ИСАЕВА Н.В.³, БРАГОВ А.М.¹, СМЕРНОВА Е.С.¹

¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nokhrin@nifti.unn.ru

²Россия, ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», gleba@inbox.ru

³Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
yuriblag@imet.ac.ru

В работе представлены результаты экспериментальных исследований структуры и механических свойств ультрамелкозернистых тяжелых вольфрамовых сплавов системы W-Ni-Fe различного состава, полученных с использованием новых технологий нанопорошковой металлургии – технологий плазмохимического синтеза нанопорошков, высокоэнергетической механоактивации и электроимпульсного плазменного спекания («Spark Plasma Sintering»).

В первой части доклада описаны результаты предварительных исследований влияния режимов плазмохимического синтеза с последующим восстанавливающим отжигом в среде водорода и плакированием химико-металлургическим методом поверхности синтезированных наночастиц вольфрама металлическим слоем γ-фазы требуемого состава. В качестве образцов сравнения выступали три партии промышленных порошков вольфрама (пр-во ОАО «КЗТС») различного уровня дисперсности (от 0.8 мкм до 3.2 мкм),

на которые химико-металлургическим методом наносилась γ -фаза с последующим дополнительным размолом и восстанавливающим отжигом.

Проведена аттестация уровня дисперсности полученных нанопорошковых композиций, а также рентгеноструктурные исследования их химического и фазового состава, в том числе – анализ на присутствие кислорода и углерода в составе нанопорошковых композиций. С использованием технологии электроимпульсного плазменного спекания (установка «DR. Sinter model SPS-625»: вакуум (4 Па), скорость нагрева от 5 до 2500 °С/мин, температура спекания до 2500 °С, величина приложенного давления до 100 МПа, время спекания до 90 мин) проведены исследования влияния режимов консолидации на плотность, параметры структуры и механические свойства вольфрамовых сплавов ВНЖ-90 и ВНЖ-95. Получены и аттестованы образцы с высокой твердостью. Установлено, что повышенная концентрация кислорода в полученных образцах приводит к их хрупкости.

Во второй части доклада представлены результаты экспериментальных исследований структуры и свойств ультрамелкозернистых тяжелых вольфрамовых сплавов, полученных из механоактивированных порошковых композиций W-Ni-Fe различного состава (ВНЖ90, ВНЖ95). Нанопорошковые композиции W-Ni-Fe получали методом высокоэнергетической механоактивации в планетарной мельнице размолом стандартных промышленных микронных порошков вольфрама, никеля и железа с последующим восстанавливающим отжигом и гидростатическим прессованием в заготовки требуемого размера. Проведены исследования влияние времени и интенсивности высокоэнергетического планетарного помола на средний размер частиц вольфрама, однородность получаемых композиций, присутствие в шихте сторонних примесей (намола) и концентрацию кислорода. Показано, что в процессе высокоэнергетической механоактивации происходит формирование сильно пересыщенного твердого раствора вольфрама в γ -фазе, а также имеет место частичное растворение атомов никеля и железа в сильно деформированных частицах вольфрама.

Проведены исследования особенностей спекания механоактивированных нанопорошковых композиций W-Ni-Fe. Спекание осуществлялось в среде водорода без приложения давления в стандартной водородной печи сопротивления и в вакууме в установке «Dr. Sinter model SPS-625». В процессе спекания фиксировалась зависимость скорости усадки от температуры спекания. Показано, что скорость усадки механоактивированных композиций существенно превосходит скорость усадки нанопорошков, полученных методом плазмохимического синтеза. С помощью специально разработанной процедуры определена энергия активации процесса спекания нанопорошков W-Ni-Fe в квазистационарных и высокоскоростных условиях нагрева. Получены и аттестованы образцы ультрамелкозернистых тяжелых вольфрамовых сплавов с повышенной плотностью (более 99%) и рекордными механическими свойствами (твердость более 60 HRC, микротвердость более 11.5 ГПа, предел прочности на сжатие более 2500 МПа, предел прочности при динамических испытаниях на сжатие – более 3500 МПа, пластичность при динамических испытаниях на сжатие – более 10%).

Проведен анализ полученных результатов и предложена модель влияния структурного состояния межфазных границ «вольфрам - γ -фаза» на механические свойства вольфрамовых сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Смирнова Е.С.¹, Мелехин Н.В.¹,
Лопатин Ю.Г.¹, Пискунов А.В.¹, Бобров А.А.¹, Мышляев М.М.^{3,4},
Пирожникова О.Э.¹, Грязнов М.Ю.^{1,5}, Яшина К.В.¹

¹ Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nohrin@nifti.unn.ru

² Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, korylov.esap@gmail.com

³ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
mr-mmm@yandex.ru

⁴ Россия, Институт физики твердого тела РАН, myshlyae@issp.ac.ru

⁵ Россия, Институт проблем машиностроения РАН, gryaznov@nifti.unn.ru

В работе представлены результаты исследований термической стабильности субмикроструктурной (СМК) меди, микролегированной меди и медных сплавов, полученных с использованием технологии равноканального углового прессования (РКУП).

В первой части доклада обобщены результаты экспериментальных исследований термической стабильности СМК меди. Показано, что характер развития процессов рекристаллизации определяется структурным состоянием неравновесных границ зерен, зависящим, в свою очередь, от температуры РКУП и времени вылежки при комнатной температуре. Показано, что величина температуры начала рекристаллизации (ТНР) в СМК металлах зависит от начального размера зерна и плотности дефектов, внесенных в границы зерен при РКУП. Установлено, что зависимости ТНР от времени вылежки СМК меди при комнатной температуре имеет двухстадийный характер с максимумом. Предложена модель расчета ТНР в СМК металлах. Проведен качественный анализ влияния различных факторов на ТНР в СМК металлах.

Во второй части доклада описаны результаты экспериментальных исследований термической стабильности структуры и физико-механических свойств СМК сплавов Cu-Cr, Cu-P, Cu-Y и Cu-B, полученных методом РКУ-прессования. Литые сплавы были получены по технологии вибрационного литья под давлением. Проведен анализ результатов и показано, что влияние легирующего элемента на ТНР СМК металла определяется, в первую очередь, типом образующегося твердого раствора, а также соотношением атомных радиусов легирующего элемента и атома меди. Разработаны рекомендации по выбору оптимального состава твердорастворных легирующих элементов, обеспечивающих повышенную термическую стабильность СМК меди без выделения дисперсных частиц-стабилизаторов.

В третьей части доклада обобщены результаты экспериментальных исследований закономерностей распада пересыщенного твердого раствора при отжиге СМК медных сплавов Cu-Cr-Zr с различным содержанием хрома и циркония. Показано, что выделение и рост когерентных частиц хрома происходит преимущественно на ядрах решеточных дислокаций. Установлено, что процесс рекристаллизации приводит к «заметанию» мигрирующими границами зерен выделившихся в кристаллической решетке частиц и изменению характера их роста при дальнейшем отжиге. Показано, что предварительные дорекристаллизационные отжиги способствуют повышению термической стабильности структуры и физико-механических свойств СМК медных сплавов Cu-Cr-Zr. Определены оптимальные режимы РКУП и термической обработки, обеспечивающие получение термически-стабильных высокопрочных сплавов Cu-Cr-Zr (Cu-0.6Cr-0.1Zr, Cu-0.8Cr-0.05Zr).

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

НОХРИН А.В.¹, ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н.¹, КОПЫЛОВ В.И.², МЕЛЕХИН Н.В.¹, ЛОПАТИН Ю.Г.¹,
БОБРОВ А.А.¹, МЫШЛЯЕВ М.М.^{3,4}, ПИРОЖНИКОВА О.Э.¹, ГРЯЗНОВ М.Ю.^{1,5}, ЯШИНА К.В.¹

¹ Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
nokhrin@nifti.unn.ru

² Беларусь, ФТИ НАН Беларуси, korylov.ecap@gmail.com

³ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
mr-mmm@yandex.ru

⁴ Россия, Институт физики твердого тела РАН, myshlyae@issp.ac.ru

⁵ Россия, Институт проблем машиностроения РАН, gryaznov@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных исследований зависимости предела текучести σ_T и параметров соотношения Холла-Петча (предела макроупругости σ_0 и коэффициента зернограницного упрочнения K) от среднего размера зерна d , а также от температуры и времени отжига субмикрокристаллических (СМК) металлов, полученных методом РКУП.

Установлено, что при уменьшении размера зерна до некоторого критического d_c , обычная закономерность, соответствующая соотношению Холла-Петча (чем меньше d , тем выше σ_T) нарушается: более мелкозернистый материал может иметь предел текучести более низкий, чем материал с более высоким размером зерна. Так, для СМК меди М1 уменьшение d до 0.25-0.3 мкм приводит к формированию структуры с более низкими механическими характеристиками ($\sigma_0=120$ МПа, $\sigma_T=350$ МПа), чем в СМК меди М1 с $d=0.4-0.45$ мкм ($\sigma_0=165$ МПа, $\sigma_T=400-420$ МПа).

Показано, что величина K в СМК металлах оказывается в 1.5-2 раза ниже, чем в крупнозернистых металлах. Это является весьма неожиданным результатом, т.к. обычно предполагается, что в СМК материалах, вследствие высокой плотности внесенных в границы зерен дефектов, должно существенно увеличиваться сопротивление границ зерен пластической деформации.

Установлено, что вид зависимости $\sigma_0(T_{отж})$ связан с характером рекристаллизации СМК металлов следует разделить на две группы. В СМК металлах, в которых процесс рекристаллизации носит аномальный характер (I группа - СМК медь, железо), при температурах отжига, соответствующих температуре начала аномального роста зерен, наблюдается эффект аномального упрочнения, заключающийся в увеличении предела макроупругости без существенного изменения величины предела текучести. Масштаб эффекта аномального упрочнения зависит от типа материала, а также температурно-временных режимов отжига и составляет от 30% до 200% от величины предела макроупругости СМК металла в состоянии после РКУП.

Для СМК металлов у которых при отжиге наблюдается нормальный рост зерен (II группа), эффект аномального упрочнения отсутствует (СМК сплав АМг6), либо его масштаб лежит в пределах экспериментальной ошибки (СМК титан - 10% от величины предела макроупругости СМК металла в состоянии после РКУП).

Проведенные исследования позволили также установить, что зависимость коэффициента K от температуры отжига имеет трехстадийный характер – в интервале температур отжига, соответствующих температурам протекания процессов возврата (I область) наблюдается незначительное уменьшение величины K ; отжиг СМК металла при температурах близких к температуре начала рекристаллизации приводит к резкому повышению параметра Холла-Петча до значений, превышающих величину коэффициента K в крупнозернистых металлах (область 2, см. рис. 1). При дальнейшем повышении температуры отжига величина K монотонно уменьшается до значений K_0 , соответствующих отожженному крупнокристаллическому состоянию (область 3).

Следует отметить, что не смотря на достаточно общий вид этой зависимости, интенсивность изменения K на второй стадии отжига (соответствующей началу процесса рекристаллизации) существенно больше для СМК металлов в которых при отжиге наблюдается аномальный рост зерен.

В работе описана модель влияния процессов возврата и рекристаллизации на величину предела макроупругости, предела текучести и коэффициент зернограничного упрочнения СМК металлов.

Показано, что эффект аномального упрочнения и эффект повышения коэффициента зернограничного упрочнения при отжиге СМК материалов связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен СМК металлов. Получены выражения, позволяющие связать величину предела макроупругости и коэффициента Холла-Петча со скоростью миграции границ зерен, уровнем их неравновесности, плотностью решеточных дислокаций, а также температурой и временем отжига. Проведено детальное сопоставление результатов численных расчетов, проведенных на базе разработанной модели, с полученными в экспериментальными результатами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА, ТЕМПЕРАТУРЫ, ИЗМЕНЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ НА УКАЗАТЕЛЬНУЮ ПОВЕРХНОСТЬ НЕУПРУГО-УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ И АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ВИЗУАЛИЗАЦИИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АНИЗОТРОПИИ

Онанко А.П., Продайвода Г.Т., Онанко Ю.А., Шабатура А.В., Онищенко А.Н., Рожковский А.Н.

Киевский национальный университет им. Т.Г. Шевченко, Украина

onanko@univ.kiev.ua

Введение. Внутреннее трение (ВТ) обусловлено различными релаксационными процессами, связанными с дефектностью структуры подложки. Рассмотрено влияние водорода при одновременном воздействии ультразвуковой деформации на ВТ и модуль упругости E сплава Ti_3Al после резки и шлифовки. Изучено влияние релаксационных процессов структурных дефектов кристаллической решетки при наводораживании, тепловом и ультразвуковом воздействии на температурный спектр ВТ и модуля упругости E (указательной поверхности неупруго-упругого тела) сплава $Ti_{0.5}Al_{0.5}$.

Эксперимент. Для измерения модуля упругости E и внутреннего трения (ВТ) Q^{-1} использовался импульсный метод УЗИС-КНУ на частоте $f \approx 1,67; 5$ МГц при переменной деформации $\varepsilon \approx 10^{-6}$. Погрешность измерения модуля упругости равна $\frac{\Delta E}{E} \approx 0,5\%$ и измерения ВТ $\frac{\Delta Q^{-1}}{Q^{-1}} \approx 10\%$ [1-3].

Результаты исследований. На рис. 1 представлена совмещенная температурная зависимость ВТ $Q^{-1}(T)$ и модуля упругости $E(T)$ (указательной поверхности неупруго-упругого тела) [3] и двумерная 2D, трехмерная 3D атомной силовой микроскопии (АСМ) микроструктура Ti_3Al после механической обработки.

Обсуждение результатов. Деформацию можно осуществлять разными способами, например, нагревом. Если сплав в недеформированном состоянии находится при температуре T_0 , то даже без внешних сил при повышении температуры до значения T , он будет деформироваться из-за теплового расширения. Согласно

теории упругости между изменением температуры и деформацией ϵ существует линейная зависимость [1]:

$$\operatorname{div} \bar{\epsilon} = \frac{1 + \mu}{3(1 - \mu)} \alpha (T - T_0), \quad (1)$$

где α - коэффициент теплового расширения, μ - коэффициент Пуассона. Можно задачу про механическую деформацию, свести к задаче про теплопроводность. В этом случае задача является одномерной, так как исследуется глубина поврежденного поверхностного слоя. Тогда уравнение теплопроводности примет вид:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad (2)$$

где $a = \frac{\alpha}{C_p d}$ - коэффициент теплопроводности, C_p - удельная теплоемкость,

$\frac{\partial}{\partial \tau}$, $\frac{\partial^2}{\partial x^2}$ - производная по времени и координате.

Так как механическая обработка поверхности является периодическим процессом, то задача не имеет начальных условий.

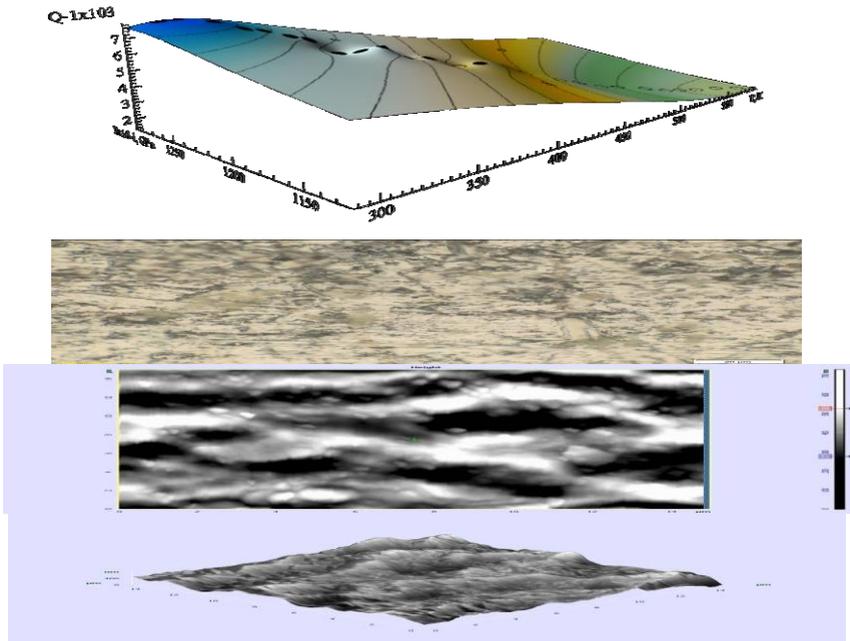


Рис. 1. Температурная зависимость внутреннего трения $Q^{-1}(T)$ и модуля упругости $E(T)$ (указательной поверхности неупруго-упругого тела) и двумерная 2D, трехмерная 3D атомной силовой микроскопии (АСМ) микроструктура Ti_3Al после механической обработки.

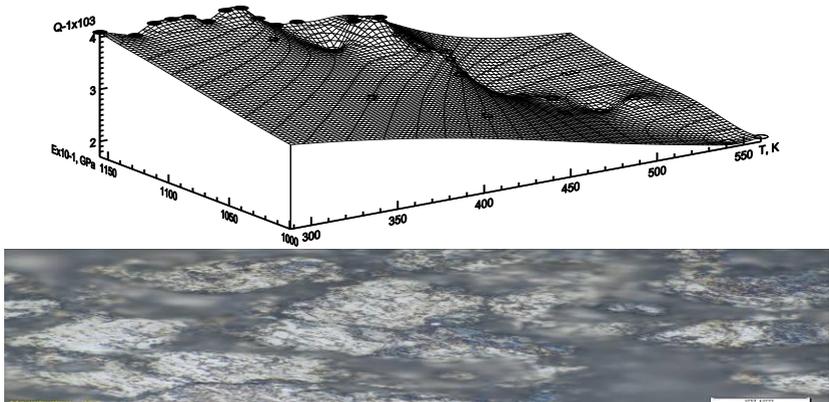


Рис. 2. Температурная зависимость модуля упругости $E(T)$ и внутреннего трения $Q^{-1}(T)$ (указательной поверхности неупруго-упругого тела) и двумерная микроструктура Ti_3Al после наводораживания H в течение $t_H \approx 14400$ сек.

Граничные условия запишутся $T(0, \tau) = T_{\max} \cos(\omega\tau)$, где ω – частота, T_{\max} – амплитуда тепловых колебаний ионов около положения равновесия. Решением этой задачи является [2]:

$$T(x, \tau) = T_0 + T_{\max} e^{-\sqrt{\frac{\omega}{2a}}x} \cos\left(\sqrt{\frac{\omega}{2a}}x - \omega\tau\right). \quad (3)$$

Значение $\cos\left(\sqrt{\frac{\omega}{2a}}x - \omega\tau\right)$ с учетом реальных условий $\left(\tau \gg \frac{1}{\omega}\right)$ можно приравнять $\frac{1}{2}$. Учитывая (1) и (3), получим

$$\text{div} \bar{\varepsilon} = \frac{1 + \mu}{3(1 - \mu)} \alpha \frac{1}{2} T e^{-\sqrt{\frac{\omega}{2a}}x}. \quad (4)$$

Величину T можно определить из энергетического баланса. Механическая работа, затраченная на обработку поверхности, частично переходит в тепловую энергию и частично на разрушение сплава. Механическая работа W зависит от силы F , приложенной к поверхности сплава, которая превышает силу трения, скорости перемещения инструмента при механической обработке $V_{\text{инстр}}$ и времени обработки, то есть $W = FV_{\text{инстр}}\tau$. С другой стороны, тепловая энергия

$$Q = c\rho ShT, \quad (5)$$

где c – удельная теплоемкость, ρ – плотность, S – площадь поверхности обрабатываемого сплава, h – толщина поврежденного слоя, T – температура нагрева поверхности сплава. Часть внутренней энергии, которая расходуется на разрушение сплава, можно определить только экспериментально по количеству диспергированного вещества и скорости диспергирования. Предположим, что $Q = k$, получим

$$T = k \frac{FV_{\text{инстр}}\tau}{c\rho Sh}. \quad (6)$$

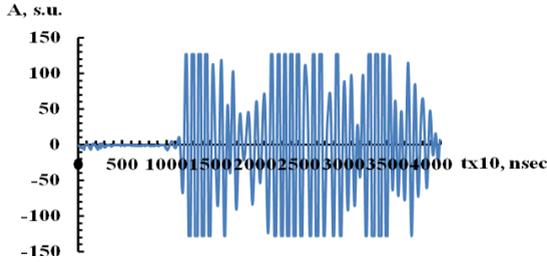


Рис. 4. Осциллограмма импульсов поперечной поляризации в Ti(BT1-0).

Механическое напряжение, которое действует на поверхность сплава, равно $\sigma = \frac{F}{S}$. Тогда

$$T = k \frac{\sigma V_{интст} \tau}{c \rho h} . \quad (7)$$

Формирование поврежденного механической обработкой поверхностного слоя хрупких материалов опико-электронных и сенсорных приборов в результате термофлуктуационного разрушения межатомных связей при механической обработке, распределение структурных дефектов аналогичны процессу передачи тепловой энергии с поверхности в объем обрабатываемого сплава.

Выводы. Таким образом, обнаружен релаксационный максимум ВТ при $T_M \approx 400$ К, обусловленный процессом переориентации внедренных атомов в гантельных конфигурациях Н-Н. Анализируется предложенная автоматизированная система численного анализа и визуализации данных ультразвуковых (УЗ) измерений параметров анизотропии скоростей V упругих волн. Автоматизированная система численного анализа и визуализации данных УЗ измерений параметров анизотропии скоростей упругих волн может использоваться для экспресс-обработки экспериментальных значений фазовых скоростей квазипродольных V_{\parallel} , "быстрой" $V_{\perp 1}$ и "медленной" $V_{\perp 2}$ квазипоперечных волн в SiO_2 после облучения.

Литература

1. Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц, *Теория упругости* (Москва: Наука: 1965).
2. А. Н. Тихонов, А. А. Самарский, *Уравнения математической физики* (Москва: Наука: 1966).
3. Ю. А. Онанко, Г. Т. Продайвода, С. А. Вижва, А. П. Онанко, М. П. Кулищ, *Металлофиз. и новейшие технол.*, 33: 529 (2011).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА НА ИЗМЕНЕНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30 ХГСА

ПАНОВА Е.А., САБЛИН П.А., МУРАВЬЕВ В.И.

РФ, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, e-mail: katya.katushka@mail.ru, ikpmtto@knastu.ru

В процессе экспериментальных исследований изучается влияние режимов термической обработки, режимов традиционной и высокоскоростной механической обработки на качество поверхности.

Были подготовлены две группы образцов из конструкционной стали 30ХГСА (рисунок 1). Образцы I группы имели разную твердость в зависимости от времени выдержки при нагреве под закалку. Образцы прошли закалку при 900 °С, охлаждение в воде в течение времени t . Образцы II группы подвергались следующим видам термообработки:

1. Традиционная закалка с температуры 900°С ± 10°С в воде с температурой 6°С – традиционная закалка (ТЗ);

2. Повторная закалка температуры 900°С ± 10°С с минимальной выдержкой и последующей закалкой в водес температурой 6°С – повторная термообработка (ПТ);

3. Отпуск после ТЗ и ПТ при температуре 200°С ± 10°С в течение 1 часа (ТЗО₁ и ПТО₁);

4. Отпуск после ТЗ и ПТ при температуре 510°С ± 10°С в течение 1 часа (ТЗО₂ и ПТО₂);

Верхняя поверхность образца не подвергалась механической обработке, нижняя поверхность подвергалась механической обработке с традиционными режимами резания, нижняя поверхность – механической обработкой с высокоскоростными режимами резания.

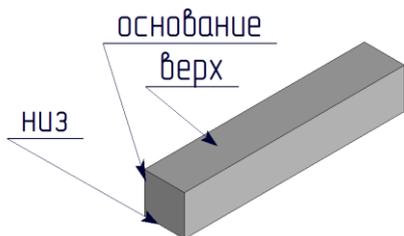


Рисунок 1 - Экспериментальный образец

В качестве механической обработки был выбран процесс фрезерования с традиционными и высокоскоростными режимами резания. Высокоскоростное фрезерование является одним из самых нестационарных процессов механообработки [1]. Механическая обработка проводилась на вертикально-фрезерном станке с ЧПУ HAASVF-1, режущий инструмент – концевая фреза фирмы Walter, Ø 12, материал

режущей части – твердый сплав. Режимы механической обработки:

- традиционные режимы механической обработки: $V = 100$ м/мин, $n = 2600$ мин⁻¹, $S = 83,2$ мм/мин;

- режимы высокоскоростной механической обработки: $V = 1000$ м/мин, $n = 25000$ мин⁻¹, $S = 800$ мм/мин.

После механической обработки были измерены механические свойства экспериментальных образцов. Механические свойства стали 30ХГСА в зависимости от режимов термообработки представлены в таблице 1. Измерения проводились с помощью испытательной машины 3382 INSTRON и маятникового копра JB-W300.

Таблица 1 - Механические свойства стали 30ХГСА в зависимости от режимов термообработки

Режимы термической обработки	Механические свойства						
	№ образца	Предел прочности σ_b , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Ударная вязкость КСЧ	Ударная вязкость КСВ	Твердость НRC
ТЗ	1	1670	1600	7,5	40,4	11,6	49
ПТ	4	1765	1690	13	42,1	16,0	51
ТЗО	3	1710	1580	23	49,9	22,1	50
ПТО	6	1800	1720	23	56,6	28	52
ТЗО	2	1046	880	38	73,5	47,7	31
ПТО	5	1077	970	42	74,0	54,9	32

В таблице 2 представлены механические свойства (твердость и предел прочности) стали 30ХГСА в зависимости от времени выдержки при нагреве под закалку (от 1 до 15 секунд), охлаждение в воде 60°C. Твердость измерялась при помощи стационарного твердомера по шкале Роквелла HR-150 (Time Group).

После механической обработки образцов были сняты профилограммы обработанных поверхностей с помощью профилометра TR200 (Time Group). Были получены значения шероховатости обработанной поверхности при обработке с традиционными и высокоскоростными режимами резания, построены гистограммы, из которых видно, что шероховатость при высокоскоростной обработке ниже, чем шероховатость при обработке с применением традиционных режимов резания.

Таблица 2 – Механические свойства стали 30ХГСА в зависимости от времени выдержки при нагреве под закалку

№ образца	Твердость НRC	Предел прочности σ_b , МПа
7	53	1850
8	50	1710
9	48,5	1670
10	38,5	1290
11	35,5	1180
17	32	1060
24	31	1035

На рисунке 2 представлена гистограмма изменения шероховатости поверхности образцов стали 30ХГСА в зависимости от режимов термической обработки и режимов резания. Шероховатость измерялась с помощью портативного измерителя шероховатости TR200 (TimeGroup).

На рисунке 3 представлена гистограмма изменения шероховатости поверхности образцов стали 30ХГСА в зависимости от времени выдержки при нагреве под закалку.



Рисунок 2 - Гистограмма изменения шероховатости поверхности образцов стали 30ХГСА в зависимости от режимов термической обработки и режимов резания

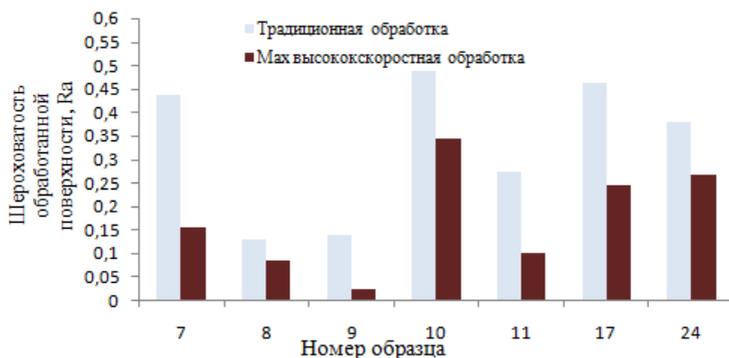


Рисунок 3 - Гистограмма изменения шероховатости поверхности образцов стали 30ХГСА в зависимости от времени выдержки при нагреве под закалку

Список использованных источников

1 Биленко, С.В. Моделирование динамики сил резания при высокоскоростной механической обработке / С.В. Биленко, В.И. Муравьев, П.А. Саблин, А.Г. Серебренникова // Ученые записки КнАГТУ. –2011. - №IV-1(8). – С. 42-50.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ПРОШИВКИ В УСЛОВИЯХ СТЗ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ФОРМЫ РАБОЧЕЙ ОПРАВКИ

ПАРФЕНОВ В.А., ЧЕПУРИН М.В.

Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский университет «МЭИ»

ChepurinMV@mpei.ru, vapar@mail.ru

В предлагаемой работе выполнено моделирование и исследование в условиях работы промышленного прошивного стана Северского трубного завода влияния формы оправки на параметры прошивки заготовки [1-3].

На заводах России и СНГ при прошивке заготовок используют оправки с разной формой рабочей части. Для расчетов были взяты 6 форм рабочих частей оправок, при этом одинаковой принималась форма участка: носка, калибрующего, обратного конуса и стержня.

Для режима прошивки используемого на СТЗ: $D_{3х}D_{1х}S_{Г} = 360 \times 400 \times 78$ мм; расстояние между рабочими валками и направляющими линейками $b = 323$ мм и $a = 355$ мм; диаметр оправки $d_0 = 224$ мм; обжатия в пережиме валков и перед носком оправки $\epsilon_{п1} = 10\%$ и $\epsilon_0 = 5\%$. Полученные на предложенных оправках распределения по длине рабочего участка: радиальной деформации ϵ_{r1} , вытяжки μ_1 , числа шагов N , накопленной степени деформации сдвига Λ_{Σ} [4] и доли поперечной деформации A_{Θ} [5].

По построенным зависимостям можно утверждать, что форма оправки оказывает существенное влияние на величину указанных параметров и следовательно на проработку исходной литой структуры.

В результате исследований предложен метод определения формы оправки, для получения необходимой проработки структуры гильз и образования минимального количества дефектов после винтовой прошивки из разного типа заготовок.

Список используемой литературы

1. Golubchik R.M., Lebedev A.V. New methods piercing mills setting relating to the cyclic forming of hollows. History and future of seamless steel tubes (7-th International Conference)/ Karlovy Vary, 1990, November, p. 1/8 – 1/17.
2. Галкин С.П. Показатель поперечной деформации при прошивке заготовок. Производство проката 2011, № 9, с. 18-23.
3. Golubchik R.M., Merkulov D.V., Toporov V.A., Parfenov V.A. Ways of structure reaming enhancement when piercing uninterruptedly casted sections. XIII INTERNATIONAL SCIENTIFIC CONFERENCE New technologies and achievements in metallurgy and materials engineering. Czestochowa, 2012, p. 341 - 347.
4. Меркулов Д.В., Титова С.В., Новиков М.В., Чепурин М.В., Голубчик Р.М. Использование параметров циклического формоизменения для определения профиля рабочей части прошивных оправок // Технология металлов. – 2002. – № 2. – С. 5-8.
5. Меркулов Д.В., Голубчик Р.М., Топоров В.А., Чепурин М.В., Парфенов В.А., Медведева С.Е. Влияние диаметра заготовки на проработку литой структуры и количество дефектов. Труды IX международного конгресса прокатчиков, ООО “Объединение прокатчиков”, (Череповец, 16-18 апреля 2013) с. 184 - 193.

ПУТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СИСТЕМЕ $CaO-Al_2O_3-SiO_2$

ПАРФЕНОВА М.Д., ЗЕЛЕНАЯ А.Э., ЛУЦЫК В.И.

Россия, Институт физического материаловедения СО РАН, vluts@ipms.bscnet.ru

При анализе [1] 52-х концентрационных полей (рис. а), которые принадлежат ликвидусу компонента $C(CaO)$ и соседних соединений $C_3S=R_1$, $C_3A=R_6$ (19 двух-, 21 одно- и 12 нульмерных полей) выявилось, что 18 из них (12 одномерных и 6 нульмерных) не имеют уникальных наборов микроструктурных составляющих. При этом, только в двух одно- и одном нульмерном полях пути кристаллизации и микроструктуры полностью совпадают с соседними полями: $(R_6-3) \in (R_6-3-4)$, $(Q_2-3) \in (Q_2-Q_3-4-3)$, $3 \in (3-4)$; знак “ \in ” обозначает принадлежность левого поля правому.

Еще 13 полей (8 одно- и 5 нульмерных) отличаются от своих соседей пересекаемыми поверхностями и фазовыми областями, совпадая при этом в фазовых реакциях и в наборах микросоставляющих элементов для фазовых ансамблей: $(p_4-4) \in (p_4-4-Q_3-e_6)$, $(3-4) \in (Q_2-Q_3-4-3)$, $(3-Q_1) \in (Q_1-Q_2-3)$, $(2-5) \in (R_1-1-2-5)$, $(R_6-2) \in (R_6-1-2)$, $(5-6) \in (R_1-5-6-7)$, $(6-8) \in (6-7-8)$, $(8-9) \in (p_1-7-8-9-e_1)$, $2 \in (1-2)$, $5 \in (R_1-5)$, $6 \in (6-7)$, $8 \in (7-8)$, $9 \in (e_1-9)$. Два одномерных поля - $(Q_2-9) \in (Q_2-8-9)$ и $(Q_1-Q_2) \in (Q_1-Q_2-8-6)$ - не имеют уникальных микроструктур и отличаются от соседних двумерных полей схемами кристаллизации. Эти поля принадлежат кривым ликвидуса, где реакции первичной кристаллизации $L^1 \rightarrow R_1^1$ отсутствуют.

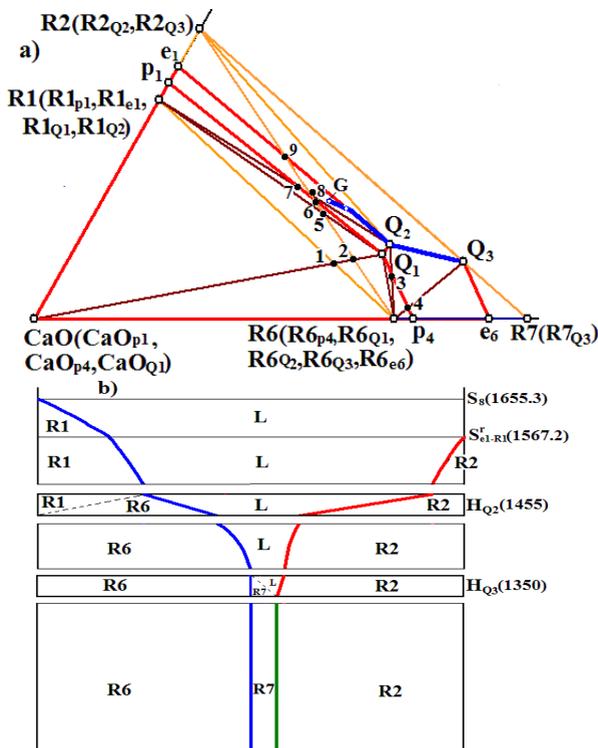


Рисунок. Путь кристаллизации (а) и материальные балансы (б) для расплава G ($R_1 - C_3S$, $R_2 - C_2S$, $R_6 - C_3A$, $R_7 - C_{12}A_7$)

Так, в двумерном поле Q_2-8-9 ($\Delta R_2R_6R_7$) центр масс G пересекает фазовые области $L+R_1$, $L+R_1+R_2$, $L+R_2+R_6$, $R_2+R_6+R_7$, две плоскости четырехфазных перегруппировок фаз (при температурах инвариантных точек Q_2 и Q_3). Состав расплава меняется по лучу R_1-G до кривой ликвидуса e_1Q_2 , пребывая в области $L+CaO$. Далее центр масс G попадает в области $L+R_1+R_2$ и $L+R_2+R_6$ (разделяемые реакцией Q_2 : $L^{Q_2}+R_1 \rightarrow R_2^{Q_2}+R_6^{Q_2}$), а состав расплава меняется по кривым ликвидуса e_1Q_2 и Q_2Q_3 . Кристаллизации завершается на субсолидусном симплексе $R_2R_6R_7$ при температуры точки Q_3 .

Из вертикальных балансов (рис. б) можно получить этапы фазовых превращений $L^1 \rightarrow R_1^1$, $L^e \rightarrow R_1^{R_2} + R_2^{R_1}$, $L^{Q_2} + R_1 \rightarrow R_2^{Q_2} + R_6^{Q_2}$, $L^{en} \rightarrow R_2^{R_6, en} + R_6^{R_2, en}$, $L^{Q_3} + R_6 \rightarrow R_2^{Q_3} + R_7^{Q_3}$ с формированием микроструктурных элементов $R_2^{R_1}$, $R_2^{Q_2}$, $R_6^{Q_2}$, $R_2^{R_6, en}$, $R_6^{R_2, en}$, $R_2^{Q_3}$, $R_7^{Q_3}$. Отсутствие кристаллов R_1^1 и $R_1^{R_2}$ объясняется тем, что они расходуются в квазиперитектической реакции Q_2 .

Компьютерная модель фазовой диаграмм позволяет анализировать кристаллизацию любого расплава и выявлять как поля с индивидуальными наборами микроструктур, так и такие поля, кристаллизационные схемы которых (и соответствующие им микроструктуры) совпадают с аналогичными характеристиками соседних полей. Она является важным инструментом исследования многокомпонентной системы, включая коррекцию диаграммы состояния, дизайн микроструктур и расшифровку генотипа гетерогенных материалов. Дополнительными причинами для разнообразия микроструктур является конкуренция кристаллов различной дисперсности, при которой поле инвариантной реакции разделяется на фрагменты с крошечными эвтектическими кристаллами, с более крупными первичными кристаллами и с сочетанием этих двух типов кристаллов [2].

1. Lutsyk V., Zelenaya A., Parfenova M. Solidification Paths in the Ceramic Systems // Advanced Materials Research. 2013. Vol. 704. P. 173-178.

2. Луцык В.И. Концентрационные поля с уникальными схемами кристаллизации как генотип трехкомпонентного сплава // Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва. 10-12 сентября 2012 г. / Сб. материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2012. С. 153-156.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ ШТАМПОВКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ СПЛАВА 12Х17Г9АН4

Пачурин В.Г., Галкин В.В., Пачурин Г.В.

Россия, ФГБОУ ВПО Нижегородский государственный технический университет им. П.Е. Алексеева, email: PachurinGV@mail.ru

Поведение металлических материалов в конкретных изделиях в процессе эксплуатации определяется многими факторами, которые можно разделить на два вида. К первому можно отнести конкретную геометрию изделия, величину, условия и цикличность внешних нагрузок. К основным факторам второго вида, влияющим на закономерность зарождения и распространение усталостных трещин, относится структурный, который зависит от структуры и фазового состояния, химического состава и термической обработки. Кроме того, на него влияет предшествующая пластическая деформация в холодном или горячем состоянии, которая одновременно может сочетаться с термической обработкой. При этом любой процесс листовой и объемной штамповки сопровождается неравномерностью деформации.

Влияние пластической деформации на циклическую прочность осуществляется как на микро уровне, при котором она изменяет плотность и структуру дефектов кристаллической решетки, так и макро уровне, когда в силу неравномерности деформации в объеме штампуемой заготовки возникают и остаются остаточные макро напряжения. Кроме того, контакт инструмента с заготовкой изменяет характер поверхностных микро неровностей и состояние приповерхностных слоев материала.

Условия эксплуатации листовых гофрированных панелей, используемых в ответственных агрегатах, в частности летательных аппаратах, характеризуются постоянным нагружением с периодически повышаемым уровнем нагрузки. Основным конструктивным элементом гофрированной панели, определяющим ее прочность, является рельеф в виде рифта, который в поперечном сечении для исследуемого изделия имеет синусоидальную форму. При разработке технологии усталостные испытания металла формованных изделий не закладывается.

Практика стендовых испытаний и эксплуатации свидетельствует о сложном и много причинном характере условий возникновения и роста усталостных трещин в листовых гофрированных панелях [1]. В частности, усталостные повреждения могут возникать в местах выхода рифта на плоскую поверхность панели. В местах же максимальной степени деформации, находящейся по вершине сечения рифтов и достигающей $\sim 15\%$, никаких признаков усталостного повреждения не обнаруживалось [2]. В общем случае это не противоречит положениям теории усталости, согласно которым условия технологического передела: степень деформации, температурно-скоростные условия и схема деформации, неоднозначно влияют на усталостную долговечность материала [3]. До настоящего времени обе технологии изготовления панелей из сплава 12Х17Г9АН4: на гидравлическом прессе с применением форм – блока с эластичной средой в холодном состоянии, и на листоштамповочном молоте в металлическом штампе с нагревом, применяются в производстве. Однако сравнительная их оценка по эксплуатационным характеристикам, то есть по циклической долговечности сплава, полученным при испытании образцов материала формованных панелей, до настоящего времени не проводилась.

В работе для объективной оценки результатов исследований была применена комплексная методика исследований свойств металла: усталостные испытания, механические испытания на растяжение, оценка деформированного состояния, микроструктурные и фрактографические исследования. Установлено, что металл гофрированных панелей, отштампованных на прессе эластичной средой по сравнению с панелями, изготовленными на молоте в металлическом штампе, показал лучшие результаты на циклическую долговечность, хотя при этом, при обеих технологиях изготовления, сопротивление усталости материала повысилось по сравнению с его исходным состоянием. Прочностные характеристики материала в зоне элемента жесткости гофрированной панели при штамповке на прессе на форм-блоке в полиуретановом контейнере за счет упрочнения достигают требуемой разработчиками величины.

Литература

1. Пачурин Г.В. Долговечность листовых штампованных материалов на воздухе и в коррозионной среде // Материаловедение. 2003. № 7. С. 29-32.
2. Пачурин Г.В. Повышение долговечности листовых штампованных деталей из высокопрочных сталей и сплавов // КШП. ОМД. 2003. № 11. С. 7-11.
3. Pachurin G.V. Ruggedness of structural material and working life of metal components // Steel in Translation. 2008. №3. Т. 38. p. 217-220.

ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Пачурин Г.В., Филиппов А.А., Григорьева А.О.

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, email: PachurinGV@mail.ru

Для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств металлоизделий в промышленности используются различные виды объемных, и поверхностных технологических обработок [1]. С целью обеспечения требуемой стойкости деталей при высоконагруженной эксплуатации на практике широко применяются различные защитные покрытия [2-4]. Однако большая часть из них имеет существенные недостатки, проявляющиеся, например, в сложности выполнения технологического процесса, высокой пористости покрытия, низких механических свойств, что сужает область их применения. В работе представлены результаты анализа существующих производственных способов нанесения металлических покрытий. Наиболее распространённым способом защиты черных металлов от атмосферной, почвенной и водной коррозии является цинкование. Однако в литературе, как правило, отсутствует систематический сравнительный анализ отрицательного воздействия технологий металлопокрытий на качество окружающей среды.

Известно, что для обеспечения коррозионной стойкости эксплуатируемых деталей и конструкций в промышленном производстве используются различные виды технологических обработок, как объемных, так и поверхностных. На практике широко применяемым методом обеспечения требуемой стойкости деталей при высоконагруженной эксплуатации является защитное покрытие. В реальных производственных условиях нанесение металлических покрытий производится следующими способами: гальванический – электроосаждение из водных растворов электролитов; горячее покрытие - погружение в ванну с расплавленным металлом; металлизация – напыление; термодиффузионный – покрытие порошками при повышенной температуре в специальной камере; с помощью газофазной реакции; ионно-плазменный и т.д. Большая часть покрытий имеет существенные недостатки, которые проявляются в сложности технологического процесса, высокой пористости, неудовлетворительных механических свойствах и др., что ограничивает их применение.

Выводы:

1. Основными методами защиты от коррозии являются цинкование и кадмирование. В качестве жаростойких покрытий широко используются никель, хром, никель-хром.

2. Все виды диффузионного насыщения по их влиянию на прочностные и пластические характеристики при статических испытаниях разбиваются на три основные группы: а - снижающие прочностные и пластические свойства; б - повышающие прочностные и снижающие пластические свойства; в - снижающие прочностные и повышающие пластические свойства.

3. Все виды диффузионного насыщения независимо от их влияния на выносливость гладких образцов в той или иной мере повышает предел усталости образцов с концентраторами напряжений.

4. Коррозионную выносливость сталей повышают многие виды диффузионного насыщения (хромирование, цинкование и др.), однако данные по оптимальным величинам толщины покрытия отсутствуют.

5. Ограниченные теоретические и экспериментальные данные затрудняют прогнозирование физико-механических характеристик металлов и сплавов с покрытиями.

6. В литературе делается акцент на возможности повышения эксплуатационных свойств конструкционных материалов с покрытиями, однако отсутствует систематический сравнительный анализ отрицательного воздействия этих технологий на человека и качество окружающей среды.

Литература

1. Пачурин Г.В. Эффект пластической обработки сталей и их сварных соединений // Коррозия: материалы и защита. 2003. №3. С.6-9.

2. Пачурин Г.В., Гусякова Г.П. Влияние газофазного никелевого покрытия на механические свойства сталей // Физика и химия обработки материалов. 1991. № 2. С. 115-117.

3. Григорьева А.О., Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Влияние структуры и метода покрытия на механические свойства металлоизделий. Materiały X Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji «Strategiczne pytania światowej nauki - 2014», 07 - 15 lutego 2014 roku. Volume 34. Techniczne nauki.: Przemysł. Nauka i studia. Str. 5-7.

4. Григорьева А.О., Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Структурно-механические свойства металлоизделий с покрытием. Сб. ст. Междунар. науч.-практич. конф. «Инновационное развитие современной науки», 31 января 2014 г.: в 9 ч. Ч.3 / отв. ред. А.А. Сукиасян. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2014. С.88-90.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC

ПЕРЕВИСЛОВ С.Н.

Россия, ОАО «ЦНИИМ», perevislov@mail.ru

Плотные материалы на основе карбида кремния получают методами горячего прессования, жидкофазного спекания с оксидными и оксинитридными спекающими добавками и реакционного спекания. Благодаря высокой производительности методы жидкофазного и реакционного спекания становятся все более популярными. Однако, для высокотехнологичных агрегатов, использующих детали узлов трения, лопатки двигателя, футеровочные материалы, износостойкие подшипники и др. на основе карбида кремния, работающих при больших динамических нагрузках, необходимо применять материалы с максимальными механическими свойствами.

Спекание при помощи пропускания через материал электрического тока получило значительный интерес в последние два десятилетия благодаря развитию метода спекания при помощи импульсов постоянного электрического тока на установках Spark Plasma Sintering (SPS).

Целью работы является получение материалов в системах $\text{SiC-5Al}_2\text{O}_3\text{-3Y}_2\text{O}_3$ методом высокоимпульсного плазменного спекания на установке SPS и определение физико-механических свойств.

Для изучения физико-механических свойств использовали порошок $\alpha\text{-SiC}$ со средним размером частиц $d_{0,5} = 0,8$ мкм и порошки Al_2O_3 , Y_2O_3 со средним размером частиц $d_{0,5} = 1,2$ и $0,8$ мкм. Оксидные компоненты Al_2O_3 и Y_2O_3 вводили в состав шихты в соотношении, соответствует алумоиттриевому гранату.

Поскольку метод SPS совмещает спекание в импульсном поле и приложение давления при высокой температуре, можно предположить, что SiC будут спекаться при более низких температурах (на 50-100°C ниже), чем при свободном жидкофазном спекании.

Табл. – Механические свойства карбидокремниевых материалов полученных методом SPS

№ состава	Кол-во оксидов	$\rho_{отн} (\pm 0,2)$	$\Pi (\pm 0,3)$	$E_{упр} (\pm 10)$	$K_{Ic} (\pm 0,2)$	$\sigma_{изг} (\pm 15)$	HV ($\pm 0,4$)
1	0 %	88,3	11,5	120	-	180	-
2	5 %	97,5	2,5	370	3,7	360	21,5
3	10 %	98,2	1,9	360	5,2	450	20,8

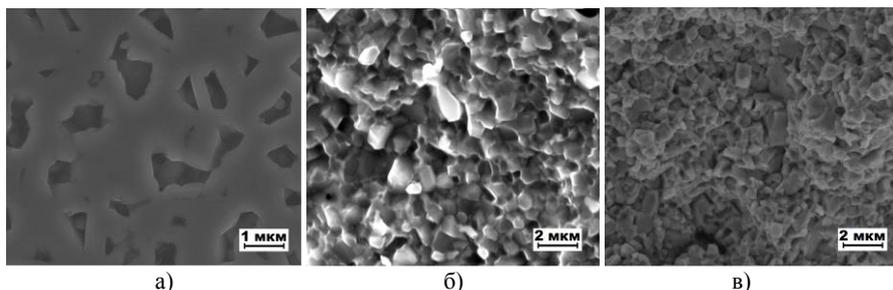


Рис. – Микроструктура спеченного SPS методом SiC-материала без оксидных добавок (а) и микрофотографии изломов: 5 % оксидных добавок (б); 10 % оксидных добавок (в). Увеличение 10000* (а); 5000* (б, в)

Исходные порошки смешивали, пластифицировали, из них формовали образцы, которые спекались на установке SPS («model SPS-625») при 1850°C. На спеченных образцах изучали физико-механические свойства: плотность $\rho_{отн}$, % ($\rho_{теор}=3,21$ (сост.1), 3,24 (сост.2), 3,28 (сост.3) г/см³); пористость Π , %; модуль упругости $E_{упр}$, ГПа; коэффициент трещиностойкости K_{Ic} , МПа·м^{1/2}; прочность при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа; твердость по Виккерсу HV, ГПа (табл.). Микроструктура SiC-материалов представлена на рис. 1.

Результаты РФА показали, что в процессе спекания образуются 2 соединения: α -SiC и $3Y_2O_3 \cdot 5Al_2O_3$.

Полученные материалы с высокими физико-механическими характеристиками позволяют рекомендовать их для применения в различных областях промышленности при производстве подшипников скольжения, шариков для подшипников качения, торцевых уплотнителей для центробежных насосов, режущего инструмента и абразивных сопел, лопаток турбин и огнеупорных изделий и др.

СТЕКЛОМЕТАЛЛОКОМПОЗИТ - НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СТЕКЛА

Пиккуль В.В.

Россия, Институт проблем морских технологий ДВО РАН.

Email: pikulv@mail.ru

Стеклометаллокомпозит состоит из стеклянного слоя, покрытого металлическими облицовками. В составе стеклометаллокомпозита стеклянный слой освобождается от поверхностных микротрещин, приобретая пространственную наноструктуру, а металлические облицовки защищают его от непосредственного взаимодействия с окружающей средой [1]. Стеклянный слой при устранении поверхностных микротрещин достигает теоретической прочности стекла [2], что придает ему и стеклометаллокомпозиту в целом необычайно высокую прочность и ударную стойкость. Прочность стеклометаллокомпозита на порядок превышает прочность титановых сплавов, а его ударная стойкость находится на уровне стальной брони. При этом стеклометаллокомпозит на 70% легче титанового сплава и втрое легче стали.

Мы разработали теоретические основы создания стеклометаллокомпозита и способы его изготовления, на которые получили 12 патентов РФ на изобретения. В основном занимаемся исследованиями по созданию цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита применительно к прочным корпусам глубоководной техники. Провели гидравлические испытания в барокамере с давлением до 800 атмосфер. Все испытываемые оболочки с успехом выдержали стандартные испытания прочных корпусов, предназначенных для работы на глубине 6 000 метров. Установили, что прочность цилиндрических оболочек на внешнее давление на порядок превышает их сопротивляемость к потере устойчивости исходной формы равновесия. Разработали конструктивные оформления цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита, обладающие высокой сопротивляемостью к потере устойчивости [3, 4]. Прорабатываем вопросы разработки технологии изготовления труб [5] и листового стеклометаллокомпозита [6].

Затраты по изготовлению цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита на много ниже с сопоставимыми по прочности металлическими оболочками при существенно меньшей массе. Так стоимость цилиндрических оболочек из стеклометаллокомпозита, предназначенных для работы на глубине 6 000 метров, в 50 раз ниже стоимости титановых оболочек аналогичного назначения.

Применение стеклометаллокомпозита позволит решить основную проблему, связанную с освоением глубин Мирового океана, - создать глубоководную технику, обладающую достаточной положительной плавучестью для работы на любых океанских глубинах [1]. Высока эффективность применения стеклометаллокомпозита и в других отраслях техники. Так, например, использование стеклометаллокомпозита для изготовления труб в нефтепроводной технике вместо стали позволит повысить производительность трубопровода более чем в два раза, уменьшив при этом вдвое массу и стоимость труб.

Термопластичность стекла позволяет при переработке заготовок из стеклометаллокомпозита использовать широко распространенные технологические операции резки, гибки и сварки. Неограниченные запасы дешевого сырья и наличие развитой промышленности по производству стекла и стеклянных изделий создают реальные предпосылки для организации промышленного производства высокопрочных изделий из стеклометаллокомпозита.

Литература

1. Пиккуль В.В. К созданию композиционного наноматериала на базе стекла //

Перспективные материалы, 2008. № 3. – С. 78 - 83.

2. Пух В.П., Байкова Л.Г., Кириенко М.Ф. и др. Атомная структура и прочность неорганических стекол // Физика твердого тела, 2005. – Т. 47. – Вып. 5. – С. 850 – 855.

3. Патент РФ на изобретение №2361770. Способ изготовления цилиндрической оболочки прочного корпуса подводного аппарата из стеклометаллокомпозита // Пикуль В.В. – Опубликовано 20.07. 2009. Бюл. № 20.

4. Патент РФ на изобретение № 2425776. Водонепроницаемый прочный корпус подводного аппарата из стеклометаллокомпозита // Пикуль В.В. – Опубликовано 10.08.2011. Бюл. № 22.

5. Патент РФ на изобретение № 2433969. Способ изготовления трубы из стеклометаллокомпозита // Пикуль В.В. – Опубликовано 20.11.2011. Бюл. №32.

6. Патент РФ на изобретение № 2505495. Способ изготовления листового стеклометаллокомпозита // Пикуль В.В. – Опубликовано 27.01.2014. Бюл. №3.

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АК12Д ПОСЛЕ ИПД КРУЧЕНИЕМ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

ПИНЕГИНА А.А., АБРАМОВА М.М., АЛЕКСАНДРОВ И.В.

*Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет,
vase4e4ek_totow@mail.ru*

Повышение прочностных свойств металлических материалов является одним из перспективных направлений современного материаловедения. В последние годы для этого используется метод интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющий получать ультрамелкозернистые (УМЗ) заготовки с прочностными свойствами, повышенными в 2-3 раза по сравнению с исходным состоянием.

Алюминиевый деформируемый эвтектический сплав АК12Д широко используется в двигателестроении при производстве различных деталей, стойких к воздействию влаги и морской атмосферы. При этом актуальной является проблема повышения его прочностных свойств, на которые могут влиять, в частности, температура пластической деформации и фазовый состав сплава [1].

В настоящей работе исследовалось влияние температуры ИПД кручением на уровень и распределение микротвердости, а также структурные изменения в сплаве АК12Д.

Перед ИПД кручением образцы диаметром 10 мм и высотой 5 мм подвергали закалке с температуры 515 °С. Перед закалкой в воду образцы в исходном состоянии выдержали в печи при температуре 515 °С в течение 1 часа. После закалки микротвердость равна 106 Нв, а средний размер зерна составил 23 мкм.

Закаленные образцы подвергли ИПД кручением на бойках с канавкой глубиной 0,5 мм со скоростью вращения подвижного байка 1 оборот в минуту. Было сделано 5 оборотов под давлением 6 ГПа при температурах Т=20 °С, Т=200 °С и Т=400 °С.

В результате проведенных исследований выяснили, что при повышении температуры ИПД кручением микротвердость падает, а средний размер зерна увеличивается. При Т=20 °С микротвердость составила 244 Нв, а средний размер зерна, посчитанный по изображениям, полученным с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), составил 0,2 мкм (рис.1). После повышения температуры до 200 °С микротвердость составила 222 Нв, средний размер зерна увеличился до 0,3 мкм. После дальнейшего повышения температуры до 400 °С значение микротвердости составило 123 Нв, средний размер зерна – 0,7 мкм.

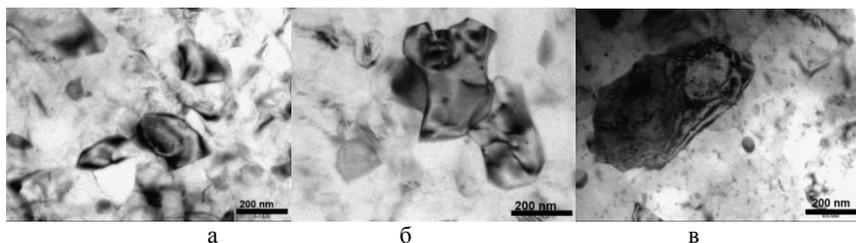


Рис. 1. Микроструктура АК12Д после ИПД кручением, ПЭМ: а) $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; б) $T=200\text{ }^{\circ}\text{C}$; в) $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таким образом, показано, что микротвердость закаленных образцов алюминиевого сплава АК12Д в результате ИПД кручением при температурах вплоть до $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ может быть значительно повышена, в интервале температур от $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ средний размер зерна меняется незначительно.

Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта ФГБОУ ВПО УГАТУ и ОАО «УМПО» «Разработка и промышленное освоение координируемых технологий высокоточного формообразования и поверхностного упрочнения ответственных деталей из Al-сплавов с повышенной конструкционной энергоэффективностью», реализуемого в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.

Литература

[1] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М:ИКИЦ «Академкнига», 2007, 398 с.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ФАКТОРОВ ТРАНСФОРМАЦИОННОГО И ДИСПЕРСНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТОЙЧИВОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ $\text{Al}_2\text{O}_3 - (\text{Ce}-\text{TZP})$

Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Пенькова О.И., Аладьев Н.А., Куцев С.В., Федотов А.Ю., Шворнева Л.И.

РФ, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
podzorova@pochta.ru

Возросший интерес к усовершенствованию материалов на основе тугоплавких оксидов связан с внедрением в технологию керамики наноразмерных исходных порошков. Выявлена положительная закономерность повышения структурочувствительных параметров прочности при создании наноструктурированных систем. Использование нанопорошков создает эффективные возможности конструирования микроструктуры керамических материалов, и таким образом оказывать влияние на величины прочности и устойчивости к хрупкому разрушению.

Цель работы: исследование воздействия факторов трансформационного и дисперсного упрочнения на устойчивость к хрупкому разрушению композитов системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - (\text{Ce}-\text{TZP})$.

В работе представлены результаты изучения влияния физико-химических условий золь-гель синтеза прекурсоров базовой и модифицированных систем $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrO}_2 - \text{CeO}_2$ на фазовый состав, размерные и морфологические параметры нанопорошков.

Выявлены параметры проведения модифицирования двухвалентными катионами базового состава, обеспечивающие образование *in situ* сложнооксидных соединений. Показано, что микроструктура базового композита состоит из зерен двух типов, соответствующих α – Al_2O_3 , габитус которых близок шестиграннику, и ZrO_2 , имеющих мягкую сглаженную глобулярную форму, а модифицированные композиты дополнительно содержат в структуре переменное количество зерен, имеющие габитус вытянутых и таблитчатых призм.

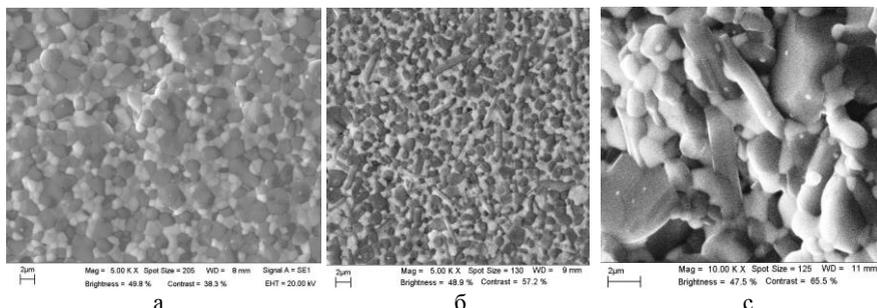


Рис. Микроструктура композитов а) базового б) модифицированного с) вид излома

Данные зерна выполняют функцию дисперсноупрочняющей фазы, а присутствие ZrO_2 в виде твердого раствора тетрагональной структуры (Ce–TZP) обеспечивает трансформационное упрочнение композитов. Нанопорошки и композиты были исследованы с помощью методов: ДСК, низко-температурной адсорбции азота, РФА, электронной и атомно-силовой микроскопии, рентгеновского элементного микроанализа.

Сформированная микроструктура оказала положительное влияние на повышение параметров прочности и трещиностойкости модифицированных композитов Al_2O_3 – (Ce–TZP). Прочность и устойчивость к хрупкому разрушению модифицированных композитов повышается относительно базовых составов, соответственно, прочность при статическом изгибе с 750 МПа до 950 МПа, а трещиностойкость K_{Ic} от 7 до 11 МПа·м^{1/2}.

Литература

1. Подзорова Л.И., Шворнева Л.И., Ильичёва А.А. и др. Микроструктура и фазовый состав композитов [ZrO_2 - CeO_2] – [Al_2O_3] в присутствии модификаторов MgO и Y_2O_3 // Неорганические материалы. 2013. Т.49. №4. С.389 – 394

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ МЕТАЛЛА

ПОЛЕТАЕВ Г.М., МАРТЫНОВА Е.В., КАЙГОРОВОДА В.М.

Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
gmpoletaev@mail.ru

В последнее время большое внимание уделяется металлическим материалам с очень малым размером зерен – ультрамелкозернистым материалам со средним размером зерен от 10 до 100 нм. Повышенный интерес к ним связан с их уникальными физико-механическими свойствами, обусловленных высокой долей

границ зерен и тройных стыков в них: высокая прочность, износостойкость, твердость, уникальные тепловые и магнитные свойства, относительно высокая диффузия и т.д. Изучение структуры и процессов, происходящих вблизи тройных стыков, на атомном уровне находится на начальном этапе. В настоящее время остается много вопросов, касающихся как структуры и структурно-энергетических параметров тройных стыков, так и кинетики процессов, происходящих с их участием.

Работа посвящена исследованию структурных превращений на атомном уровне, сопровождающих кристаллизацию металла с помощью двумерной компьютерной модели в условиях быстрого охлаждения из расплавленного состояния. Исследования проводились на примере никеля. Двумерный расчетный блок содержал 10000 атомов. В качестве метода компьютерного моделирования использовался метод молекулярной динамики. Межатомные взаимодействия описывались парным потенциалом Морза, параметры которого были взяты из работы [1], где они были рассчитаны по параметру решетки, модулю всестороннего сжатия, энергии сублимации. Радиус действия потенциалов ограничивался пятью координационными сферами.

Была проведена серия компьютерных экспериментов, состоящих из нескольких этапов: плавления, быстрого охлаждения и последующего «отжига» моделируемого металла. Достижение жидкого состояния проверялось с помощью функции радиального распределения. После быстрого охлаждения (путем периодического снижения кинетической энергии атомов) со скоростью приблизительно 10^{15} К/с структура становилась поликристаллической со средним размером зерен порядка нескольких нанометров с высокой концентрацией различных дефектов: вакансий, дислокаций, дисклинаций, пор. Поры преимущественно располагались на границах зерен. Было отмечено значительное «притяжение» пор и дисклинаций – в большинстве случаев относительно мощные дисклинации локализовались в порах. Более высоким «натяжением» и соответственно меньшей искривленностью обладали большеугловые границы по сравнению с малоугловыми, в связи с чем углы между большеугловыми и малоугловыми границами в тройных стыках зачастую отличались от 120° .

При последующей выдержке при температуре 300 К происходила релаксация структуры, в течение которой многие дефекты сорбировались границами зерен. При рассмотрении последовательности структурных изменений при релаксации было отмечено, что интенсивнее трансформируются и участвуют во взаимодействии с другими дефектами большеугловые границы. По всей видимости, это связано с более высокой энергией таких границ по сравнению с малоугловыми [1]. В процессе релаксации наблюдалось увеличение размера зерен, причем длина большеугловых границ уменьшалась быстрее по сравнению с малоугловыми границами. Кроме того, в процессе кристаллизации и роста зерен, помимо миграции границ, зачастую наблюдался дополнительный механизм – вращение относительно небольших зерен.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов №13-02-00301_a, № 14-02-98000-p_сибирь_a.

Список литературы

1. Полетаев Г.М., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Старостенков М.Д. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений вблизи границ зерен наклона в ГЦК металлах и интерметаллиде Ni_3Al . - Новокузнецк: изд-во СибГИУ, 2008. - 160 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ УУКМ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ

Пономарев К.А., Магнитский И.В., Миронихин А.Н., Тащилов С.В.

Россия, ОАО «Композит», *info@kompozit-mv.ru*

Особенностью большинства композиционных материалов, применяемых в теплонагруженных элементах конструкций авиакосмической техники, является наличие ярко выраженной структуры и, в ряде случаев, сопоставимость размеров структурной ячейки и элемента конструкции в целом [1]. С целью исследования упругопластического поведения, а также для оценки прочности теплонагруженных элементов конструкций из УУКМ, находящихся в сложном напряженном состоянии, проведены испытания на одноосное сжатие кольцевых образцов внешним диаметром 50 мм и сечением 10×10 мм на модельных мелкоячеистых УУКМ со схемами армирования 3Д и 4ДЛ. Проведено исследование деформаций и изменения формы образцов в зависимости от ориентации армирующего каркаса материалов, относительно оси приложения нагрузки при комнатной температуре.

Для УУКМ со структурой армирования 3Д на термомеханической испытательной установке «УВТК-2» ОАО «Композит» также проведены испытания при температурах 1500, 2000 и 2500 °С.

Выполнено численное моделирование проведенных экспериментов на кольцевых образцах методом конечных элементов с учетом особенностей и микроструктуры исследуемых углерод-углеродных материалов [2, 3] и осуществлен сравнительный анализ расчетных и экспериментальных результатов. В качестве исходных данных для численного моделирования использовались механические характеристики, полученные в простых испытаниях.

Литература

1 Костиков В.И., Варенков А.Н. Сверхвысокотемпературные композиционные материалы. – М.: Интермет Инжиниринг, 2003.

2 Кувьркин Г.Н. Термомеханика деформируемого твердого тела при высокоинтенсивном нагружении. — М.: Изд-во МГТУ, 1993.

3 Малмейстер А.К., Тамуж В.П., Тетерс Г.А. Сопrotивление полимерных и композитных материалов. – 3-е изд., перераб. и доп. – Рига: Зинатне, 1980.

ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ДВУХ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

ПРОКОФЬЕВ С.И.¹, ЙОНСОН Э.^{2,3}, ДАМЕН У.⁴

¹ Россия, ИФТТ РАН, *prokof@issp.ac.ru*

² Denmark, Nano Science Center, NBI, University of Copenhagen

³ Denmark, Department of Wind Energy, Risø, DTU

⁴ USA, NCEM, LBNL

С помощью *in-situ* просвечивающей электронной микроскопии исследовалось тепловое движение двух включений жидкого Pb размером 15 нм и 14 нм, связанных с закрепленной дислокацией, в сплаве Al – 0.65 ат. % Pb. Наблюдения записывались на видео. Путем покадровых измерений определялись координаты точек проекций траекторий теплового движения включений на плоскость изображения.

Анализ траекторий показывает, что включения хаотически осциллируют вблизи линии дислокации. Это связано с отталкиванием включений друг от друга и от закрепленных концов дислокации, которое обусловлено ее линейным натяжением [1,2].

Осцилляции включений можно рассматривать как их тепловое движение в связанных потенциальных ямах. Обнаружены сильные пространственные корреляции теплового движения включений, которые обусловлены их взаимодействием. Получены эффективные потенциалы, в которых включения движутся, а также эффективный потенциал их взаимодействия. Показано, что корреляции положения включений на дислокации определяются потенциалом их взаимодействия. Наблюдаемые корреляции положения включений указывают, что они «двигаются» вдоль своих усредненных траекторий приблизительно синхронно.

1. S. Prokofjev, V. Zhilin, E. Johnson, et al., Def. Diff. Forum 237-240 (2005) 1072.
2. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Z. Metallk. 96 (2005) 1171.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

ПРОТАСОВА Е.О., АБРАМОВА М.М., КАРАВАЕВА М.В.

*Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет,
protasova.e.o@yandex.ru*

Стали широко применяются в качестве конструкционных материалов благодаря их относительной дешевизне, широкой распространенности и хорошим эксплуатационным свойствам. Развитие методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет добиться уникальных свойств в результате формирования нанокристаллической структуры (НК) в объемных материалах [1-3]. Создание НК материалов является одним из перспективных направлений в области материаловедения из-за их уникальных физико-механических свойств. В данной работе среднеуглеродистая сталь (Ст 45) подвергалась ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) исходной мартенситной структуры, сформированной в результате закалки в воду с температуры 800°C. РКУП проводили при температуре 350°C по режиму Вс, количество проходов составило 8, угол пересечения между каналами 120°. После РКУП была сформирована НК структура с размером зерна феррита 237±18 нм и размером карбидов 17±1 нм. После отжига при температуре 350 °С в течение 1 часа размер ферритного зерна стали составил 285±22 нм, произошла коагуляция карбидов, их средний размер составил 39±2 нм. Микротвердость стали 45 после закалки возросла в 2,6 раза. После РКУП микротвердость уменьшилась в 1,6 раза и составила 430±15 HV. После отжига при температуре 350°C микротвердость стали 45 оказалась равной 340±13 HV. Проведенные механические испытания на одноосное растяжение показали, что после РКУП и после РКУП и отжига кривые деформации имеют некоторые особенности, а именно зуб текучести, практически отсутствует площадка текучести и быстро локализуется деформация в виде шейки, что выражается в снижении напряжения с ростом деформации. Пределы текучести стали 45 после РКУП составили $\sigma_{0,2}^B = 1395$ МПа и $\sigma_{0,2}^H = 1280$ МПа, относительное удлинение $\delta = 4,8$ %. После РКУП и отжига характер кривой значительно не изменяется ($\sigma_{0,2}^B = 1480$ МПа и $\sigma_{0,2}^H = 1330$ МПа, $\delta = 6$ %). Фрактографический анализ

показал, что излом стали 45 после ИПД имеет необычную форму (рис. 1, а) с овальной радиальной зоной. После отжига радиальная зона также имеет рубцы (рис. 1, б), однако они располагаются по площади излома равномерно.

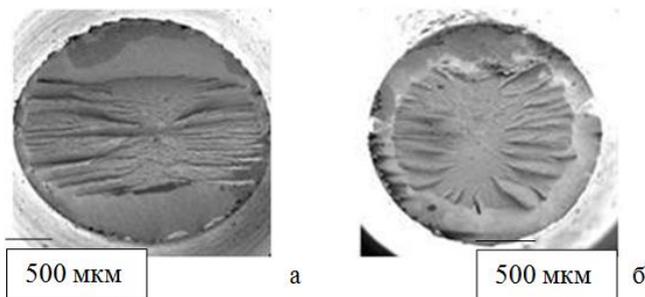


Рис. 1. Общий вид изломов стали 45 после РКУП (а) и после РКУП и отжига (б)

Таким образом, РКУП стали 45 с исходной мартенситной структурой формирует НК структуру, что повышает механические характеристики материала. Необычный вид изломов после механических испытаний может быть связан с текстурой, формирующейся в процессе деформации.

Литература:

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
2. Добаткин С. В., Арсенкин А. М., Попов М. А. и др. Получение объемных нано- и субмикроструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации // МиТОМ. 2005. №5. с. 29-34
3. Valiev R. Z., Islamgaliev R. Люб Alexandrov I. V. // Progress in Material Science. 2000. V.45, No. 2. P. 102-189

МЕТОДОЛОГИЯ И ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА РАЦИОНАЛЬНОГО ОСЕВОГО ИНСТРУМЕНТА ПОД КОНКРЕТНЫЕ УСЛОВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Макиенко В.М., Саблин П.А., Танкова С.Г., Артёмов А.И.

*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,
boris@knastu.ru*

Современное металлорежущее оборудование обязано быть высокопроизводительным. Для этого необходимы высокие и сверхвысокие скорости резания и величины подачи. Приводы современных станков с ЧПУ имеют достаточно высокую мощность и быстрорегулируемые. В таких условиях металлорежущий инструмент должен быть чрезвычайно работоспособным. В принципе это возможно и таких решений достаточно. Но проблема всё ещё остаётся не решённой в силу того, что эксплуатационные свойства такого инструмента должны быть уникальными. Например, проектант и изготовитель инструмента комплексом мер обеспечили необходимый период стойкости твёрдосплавной цельной концевой фрезы диаметром

20 мм (длина режущей части 110 мм). Пусть при обработке карманов, пазух и обнзиков глубиной 90 мм в титановой заготовке стойки шасси самолёта период стойкости такой фрезы составил 3 часа. Это хороший результат. Но и стоимость такой фрезы запредельна (сегодня инструментальные затраты в ряде отраслей достигают 30 – 70 % от себестоимости изготовленного изделия). Рационален ли такой инструмент для данных условий эксплуатации? Как быть с этим инструментом, если нет больше таких заготовок, пригоден ли, эффективен ли такой инструмент в иных условиях эксплуатации, например при обработке алюминий-литиевых сплавов или нержавеющей сталей? Таких вопросов множество, однозначных ответов на них нет, научно обоснованной методологии выбора или разработки нового рационального инструмента тоже нет. Однако справедливости ради следует отметить, что немецким, шведским и американским производителям инструмента в отдельных случаях удалось создать такие цельные твёрдосплавные фрезы, которые успешно работают при резании принципиально разных материалов с разными режимами резания, с быстрым реверсом попутной подачи на встречную и наоборот, с быстрым падением числа оборотов инструмента перед реверсом направления подачи с десятков тысяч в минуту до нуля и набора числа оборотов с нуля до десятков тысяч после реверса направления подачи. Но конструкция и технология изготовления такого инструмента засекречены и расшифровке не подлежат. Это вынуждает искать решения самостоятельно, что нам кажется возможным[1, 2].

Например, нами предпринята попытка снизить стоимость инструмента путём экономии твёрдого сплава (такой сплав дорогой из-за того, что в таких сплавах размер зёрен твёрдой фазы недопустим более 0,2 мкм) за счёт изготовления фрез не цельными. Таких вариантов может быть множество. Часть из них апробировали. Здесь приводим некоторые сведения только по части из них. Проведено сравнительное испытание работоспособности инструмента без снижения качества детали в идентичных условиях резания фрезами цельными, фрезами, у которых хвостовик с твёрдосплавной режущей частью состыкован по торцу, либо по торцу со шлицом, либо по конусу. Получены следующие выводы: ни одно из этих решений не является рациональным для любых условий эксплуатации; каждое из этих решений рационально только для своих условий эксплуатации; например, соотношение цены инструмента к его периоду стойкости и качеству детали при использовании фрезы, состыкованной по конусу, рационально при обработке титановых сплавов; при использовании фрезы, состыкованной по торцу эффективна обработка алюминиевых сплавов; состыкованной по торцу со шлицом – при обработке нержавеющей сталей. Это позволяет заключить: под каждые конкретные условия эксплуатации нужно заказывать (проектировать, изготавливать) свой инструмент. Как выбрать инструмент с рациональным материалом для тех или иных условий эксплуатации? Не проводить же каждый раз сравнительные эксплуатационные испытания 5 или 10 разных инструментов (ведь стоимость одного станко-часа современных станков превышает 30000 рублей). Необходим метод экспрессной сравнительной оценки свойств, по которым можно прогнозировать свойства инструмента в тех или иных условиях эксплуатации. Сообщаем, что научные основы такого метода разработаны [3, 4]. Метод условно назван маятниковым скрайбированием [5]. Он позволяет наиболее близко моделировать (воспроизводить) условия нагружения инструмента, характерные для процесса лезвийной обработки с переменными условиями резания[6,7].

Резюме: тезисно изложена методология и новый подход к принципам выбора инструмента из числа известных или к принципам создания нового инструмента для обеспечения эффективности его применения в тех или иных условиях эксплуатации.

Список используемой литературы

1. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А. Методики оценки свойств материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013, №6, с. 36-41.
2. Мокрицкий Б.Я., Петров В.В., Высоцкий В.В., Артёмов А.В. Схемы нагружения и методики оценки физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств инструментальных материалов// Учёные записки КнАГТУ, 2013, №4-1(13), с. 51-59.
3. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Высоцкий В.В. Определение свойств поверхностных слоёв материалов изделий по параметрам индентирования и акустической эмиссии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013, №6, с. 61-63.
4. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Шпилёв А.М., Высоцкий В.В., Саблин П.А., Приходченко О.В. О работоспособности металлорежущего инструмента при обработке материалов, используемых в химическом и нефтегазовом машиностроении// Вестник машиностроения, 2013, №6, с.46-52.
5. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Артёмов А.В. К вопросу оценки свойств материалов с покрытиями, подверженных коррозионному воздействию// Механика композиционных материалов и конструкций, 2013, том.19, №1, с.113 – 123.
6. Патент РФ №129242 на полезную модель «Устройство маятниковое для микромеханических испытаний», G01N 3/00. Мокрицкий Б.Я., Пустовалов Д.А., Лаврухин И.В., Огилько С.А., Савинковский М.В. Заявка 2012118900/28 от 5.5.2012. Опубл.20.06.2013, Бюл.№17.
7. Патент РФ №129244 на полезную модель «Устройство маятниковое для микромеханических испытаний материалов», G01N 3/00. Пустовалов Д.А., Мокрицкий Б.Я., Лаврухин И.В., Огилько С.А., Савинковский М.В. Заявка 2012118921/28 от 5.5.2012. Опубл.20.06.2013, Бюл.№17.

ИЗУЧЕНИЕ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ПРИБОРОВ НА ИХ ОСНОВЕ

РАБИНОВИЧ О.И.

ФГАОУ ВПО НИТУ “Московский институт стали и сплавов” <rabinwork@mail.ru>

Целью настоящей методики является создание способа изучения потенциальной степени деградации РХ многокомпонентных наногетероструктур (МКНГ), полупроводниковых кристаллов и ИД на их основе, на стадии производства, для предотвращения упомянутых выше возможных ЧП. Для реализации предложенной методики создан измерительный комплекс, где можно измерять световой поток Φ и осевую силу света I_v , ВАХ, спектральные и мощностные характеристики. В настоящее время, конечно, существуют методы, позволяющие прогнозировать и влиять на срок службы, например, основанные на исследованиях параметров ИД, с протекающим током (постоянным до 500 мА или импульсным до 3 А) и температурой окружающей среды больше рекомендуемой для штатной работы ИД (примерно 130 °С). Однако недостатками данного способа являются долговременность измерений, невозможность применения в массовом производстве для каждого экземпляра, также

на достоверность получаемых данных сильно влияет даже незначительное изменение условий тестирования ИД.

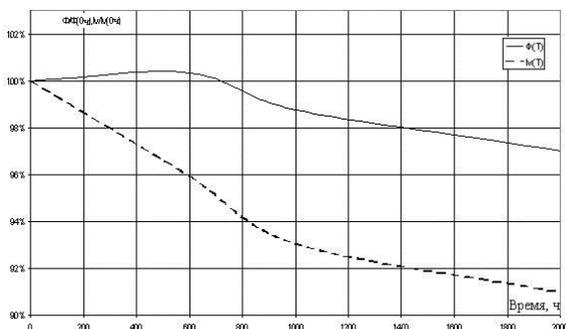


Рис. 1 Дegrадационные характеристики светового потока $\Phi(T)$ и осевой силы света $Iv(T)$

Дegrадация силы света ($Iv(T)$) не только отличается от дegrадации светового потока ($\Phi(T)$) величиной, но и может иметь другой закон изменения, наклон или градиент. Степень такого отличия от поведения характеристики светового потока тем больше, чем больше градиент изменения суммарного светового потока (рис. 1).

Изменение осевой силы света не учитывает изменения значений силы света по всей диаграмме пространственного распределения. Поэтому разница градиентов изменения может быть следствием только одного явления: перераспределения светового потока ($\Phi(T)$) по объёму диаграммы направленности излучения (возможно даже, без изменения значения суммарного потока), которое вызвано изменением параметров излучения различных сегментов квантово-размерной активной области МКНГ (рис. 2).

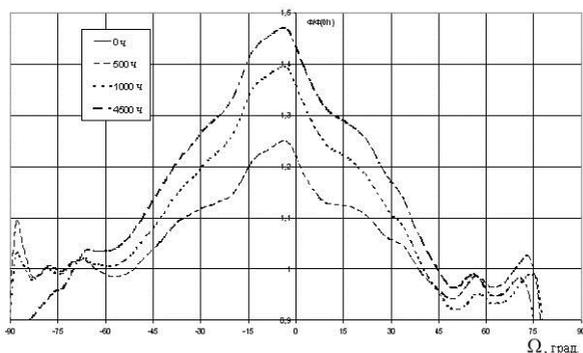


Рис. 2 Перераспределение светового потока в процессе использования прибора

Предложенный метод выявил большие перспективы его использования при изучении потенциальной степени дegrадации параметров ИД на производстве относительно измерения силы света в одной точке. Точность измерения

характеристик и учёт влияния перераспределения центров безызлучательной рекомбинации на РХ ИД позволяют применить данный способ как экспресс-метод определения качества кристалла и ИД, т.е. возможно объяснить причины изменения РХ. Практика исследования деградационных явлений в InGaN МКНГ показала, что наибольшей деградации светового потока будет соответствовать наибольшая степень его перераспределения по объёму диаграммы пространственного распределения в процессе наработки. Представляемый метод исследования деградации параметров излучения был применён при изучении влияния ультразвука (УЗ) на МКНГ при производственной операции приварки контактных проводников к омическим контактам излучающих кристаллов и дальнейшим возможным УЗ воздействием. Прогнозируемое уменьшение величины светового потока за 50 000 часов наработки составит 40 % и 75 %, соответственно.

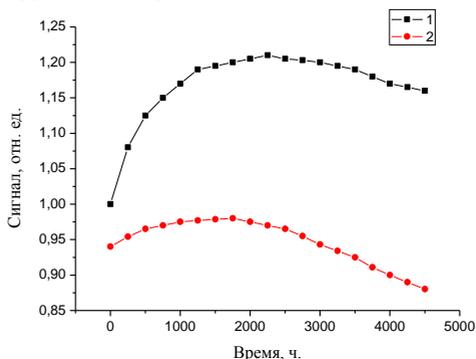


Рис. 4. Зависимость светового потока от времени наработки при рабочей плотности тока $J = 53 \text{ А/см}^2$: 1 - термокомпрессия, 2 - УЗ-сварка

ПОВЫШЕНИЕ СТАТИЧЕСКОЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ФЕРРИТНОЙ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ «ВНУТРЕННЕГО» АЗОТИРОВАНИЯ

РОГАЧЕВ С.О.¹, НИКУЛИН С.А.¹, ТЕРЕНТЬЕВ В.Ф.², ПРОСВИРНИН Д.В.², ХАТКЕВИЧ В.М.¹

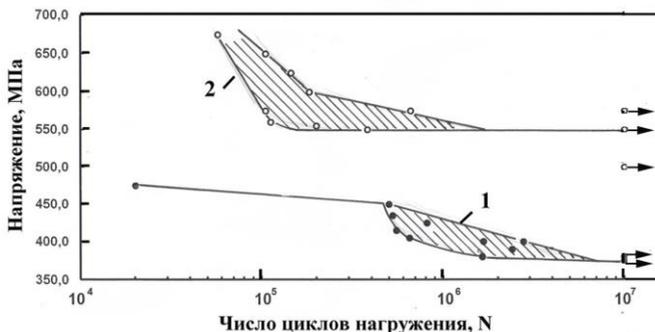
¹Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

²Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия
cсаар@mail.ru, fatig@mail.ru

В работе исследована статическая и циклическая прочность промышленной ферритной коррозионно-стойкой стали 08X17T, упрочненной методом высокотемпературного «внутреннего» азотирования. Процесс азотирования проводили в кварцевом реакторе в среде чистого азота при температуре выше 1000 °С в течение 2 ч. Последующий отжиг проводили в вакууме при температуре 700 °С в течение 1,5 ч.

В исходном состоянии структура стали представляла собой преимущественно рекристаллизованную матрицу со средним размером зерна феррита 25 мкм. В структуре присутствовали крупные нерастворимые включения карбидов и нитридов титана размером до 7 мкм. В результате азотирования и отжига в стали по всему объёму образца формируется грубая периодическая структура с выделениями крупных частиц нитридов хрома типа Cr₂N, объемная доля которых по данным

рентгеновского фазового анализа составила около 7 %. Испытания на усталость плоских образцов толщиной 0,5 мм и размерами рабочей части 5x20 мм проводились на настольной механической машине Instron Electropuls E 3000 (максимальная нагрузка 300 кг) в условиях повторного растяжения при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$ и частоте нагружения 30 - 40 Гц.



1 - исходное состояние; 2 – азотирование

Рис. 1. Кривые усталости стали 08X17T

Показано, что предел прочности образцов после азотирования и отжига повышается с 550 до 790 МПа (по сравнению с исходным состоянием), т.е. в 1,4 раза, при этом относительное удлинение уменьшается с 31 до 13 % (при сохранении вязкого ямочного механизма разрушения).

«Внутреннее» азотирование также повышает предел выносливости σ_R с 360 МПа до 540 МПа. Фракторафические исследования механизмов усталостного разрушения показали, что после азотирования поверхность разрушения становится менее пластичной.

ПОВЕРХНОСТНЫЕ ДЕФЕКТЫ И КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ОТОЖЖЕННОГО И ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОГО ФЛОАТ СТЕКЛА

Родичев Ю.М.¹, Сорока Е.Б.¹, Веев Ф.А.²,

¹Украина, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины

E-mail: rym3@mail.ru

²Нидерланды, Дельфтский технический университет (TU Delft)

f.a.veer@tudelft.nl

Строительное флоат стекло является линейно-упругим хрупким конструкционным материалом, характеризующимся преимущественным влиянием дефектов поверхности на его механическое поведение при различных условиях нагружения. В работах авторов показано, что характер и уровень поверхностных «невидимых» дефектов недостаточно учитывается при производстве, проектировании и эксплуатации несущих стеклянных конструкций. Вследствие микроскопических размеров критических трещин (глубина до 100 мкм), формирующих специфический трещиноватый слой и определяющих предельное состояние стеклоэлементов, актуальной является проблема учета роли трещиноватого слоя при развитии методов

контроля дефектности стекла для оценки качества изделий, а также для прогнозирования прочности и ресурса ответственных объектов.

Для повышения конструкционной прочности стекла применяются современные технологии его термического упрочнения, основанные на создании в поверхностном слое и прилегающих к нему подповерхностных слоях высоких закалочных напряжений сжатия, которые сдерживают раскрытие и рост микротрещин при растяжении и изгибе деталей. Фактический уровень этих остаточных напряжений в тонком трещиноватом слое до сих пор не изучен, а их влияние на предельное состояние критических микротрещин и крупноразмерной конструкции в целом остается весьма неопределенным. Значительный разброс геометрических параметров, глубины трещин и локальных значений закалочных напряжений сжатия на различных участках поверхности стеклянных конструкций требует применения статистических методов для гарантирования заданного уровня их надежности.

Приведены результаты комплексного исследования исходной дефектности, характера распределения остаточных напряжений и изменения состояния трещиноватого слоя после термической обработки, характерной для полностью закаленного (Fully tempered glass) и термически упрочненного (Heat strengthened glass) стекла, а также их влияния на прочность при изгибе стандартных и специальных образцов различных размеров. Получены данные, позволяющие учитывать неоднородность остаточных напряжений и влияние масштабного фактора при оценке конструкционной прочности закаленного стекла с различными типами дефектов боковых поверхностей и края. Установлено, что использование бимодальной и мультимодальных зависимостей статистического распределения Вейбулла при обработке результатов испытаний прочности обеспечивает повышение в 1,5...2 раза точности определения гарантированного уровня прочности исходного и термически упрочненного стекла при заданной низкой вероятности разрушения элементов (до 0,1...0,01%), которая принята в расчетах строительных конструкций.

Образцы в виде прямоугольных пластин из стекла толщиной 5, 8 и 10мм имели различное качество обработки края. Максимальная длина образцов была 3,2 м. Показана необходимость учета эффекта масштаба при оценке конструкционной прочности архитектурного стекла. Предложена методика поэтапной оценки дефектов поверхности и механического поведения флоат стекла в элементах разного размера, начиная от сравнительных испытаний малоразмерных образцов до испытаний крупногабаритных образцов и реальных изделий.

Обоснован способ испытаний на изгиб образцов и элементов из стекла, позволяющий учитывать роль наиболее критичных краевых дефектов в вертикально расположенных конструктивных элементах длинных стеклянных балок и пластин. Он предусматривает применение специальных деталей крепления, обеспечение устойчивости объекта испытаний и использование цифровых оптических микроскопов для оперативного контроля поверхности изломов, геометрических и размерных параметров источников разрушения – поверхностных микротрещин, которые формируются при изготовлении флоат стекла, его термомеханической обработке и упрочнении.

Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации технологии производства флоат стекла и режимов термомеханической обработки стеклянных элементов строительных конструкций по критериям прочности и надежности.

РАЗРАБОТКА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

РОМАНОВ А.Д., ЧЕРНЫШОВ Е.А., РОМАНОВ И.Д.
НГТУ им. П.Е. Алексеева, *t763@yandex.ru*

Одним из основных препятствий к внедрению керамической и комбинированной брони является ее стоимость. Существующая технология изготовления керамических защитных элементов включает в себя подготовку исходного сырья, тонкий помол и смешивание компонентов, формирование заготовки изделия, сушка заготовок, обжиг (предварительный и окончательный), прессование с давлением от 1,5 до 5,0 тонн и температурой до 2300 градусов по Цельсию.

Для снижения стоимости изготовления керамических защитных материалов в НГТУ им. П.Е. Алексеева разрабатывается принципиально отличная технология получения керамических изделий. Предложен вариант сжигания металлического материала из монолитного состояния (отливка) что значительно снижает стоимость (отсутствие процесса грануляции и значительно более простое аппаратное оформление процесса). В качестве задела по работе использовалась информация по кислородно-конвертерному процессу, разливе алюминиевых сплавов в атмосфере кислорода и опытные пуски реактора пиролиза углеводородного сырья в жидкометаллическом теплоносителе и создание воздухонезависимой энергетической установки на основе высокометаллизированного топлива.

Изменение содержания керамической фазы позволяет в значительной степени изменять механические свойства материала. Для осуществления процесса была сконструирована и изготовлена печь периодического действия с индукционным нагревателем, максимальная рабочая температура 1800 °С, размер камеры Ø100 x 250 мм, электрическая мощность до 10 кВт. В настоящее время в экспериментальной установке прогревается весь объем металла до заданных температур. Температура в точке подачи окислителя поддерживалась не ниже 700 °С для избежание обмерзания фурменной зоны в начальный момент. Образование конденсированных продуктов при окислении металла приводит к тому, что процесс взаимодействия металла с окислителем выводится из кинетической области и течение процесса начинает определяться диффузионным сопротивлением образовавшегося оксида. Горение металлов, у которых температура кипения окисла существенно превышает температуру кипения металла, происходит преимущественно в паровой фазе. При соответствующем подборе длины камеры дожигания и дисперсности пузырьков окислителя можно добиться полноты сгорания до 100%.

Для подтверждения результатов были проведены рентенофазные и микроструктурные исследования полученных образцов. В зависимости от состава исходной шихты и характеристик процесса получена различная микроструктура материала. Рентенофазное исследование проводилось на аппарате ДРОН 2,0, дифрактомере общего назначения. Сравнительный анализ проводился в одном и том же режиме. Излучение Mo, высокое напряжение 32 кВ, анодный ток 20 мА. Суммарная погрешность измерений за 10 часов работы составляет не более 0,5 %. Результаты рентгеноструктурного показали что матрицей данного материала является алюминия, основные фазы внедрения оксид алюминия Al_2O_3 , нитрид алюминия AlN , карбид алюминия Al_4C_3 .

Полнота протекания реакции окисления, нитрования или карбидизации, регулируется по времени процесса. Это позволяет в значительной степени изменять механические свойства получаемого изделия от «мягкого» матрицы с отдельными

включениями керамики до монолитного керамического материала. В настоящее время проводятся эксперименты по созданию дисперсно-упрочненного материала с насыщением керамической фазой до 15%, в дальнейшем планируется проведение исследований по созданию литых элементов баллистической защиты сложной формы с содержанием керамического материала более 96 %.

Предполагаемая область применения материала - локальное усиление защита бронирование рамных машин и авиационной техники.

СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-C-Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

РОМАНОВ Д.А.¹, ОЛЕСЮК О.В.¹, БУДОВСКИХ Е.А.¹, ГРОМОВ В.Е.¹, ИВАНОВ Ю.Ф.^{2,3}, ТЕРЕСОВ А.Д.^{2,3}

¹*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, romanov_da@physics.sibsiu.ru*

²*Россия, Институт сильноточной электроники СО РАН, yufi55@mail.ru*

³*Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, yufi55@mail.ru*

Композиционные материалы системы Mo-C-Cu обладают стойкостью к электрической эрозии на порядок более высокой по сравнению с электротехнической медью. В последние годы разрабатывается метод электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных материалов является модифицирование этих покрытий высокоинтенсивными электронными пучками.

Исследования поверхности облучения, осуществленные методами СЭМ, показали, что обработка образца электронным пучком во всех режимах приводит к кардинальным преобразованиям поверхности образца. В ней выделяются две области – центральная и периферийная. В центральной области воздействия пучка электронов исчезают микрокапли, микрократеры и микротрещины, описанные ранее в, рельеф поверхности выглаживается. Формируется структура включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом, и шероховатые области. Импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка поверхности электровзрывных покрытий системы Mo-C-Cu с поверхностной плотностью энергии 40–60 Дж/см², длительностью импульсов 150–200 мкс, количеством импульсов 10–30 имп. приводит к переплавлению поверхностного слоя покрытий толщиной 30–50 мкм и выглаживанию его рельефа. При этом общая толщина покрытий составляет 60–80 мкм. На поверхности электронно-пучковой обработки формируется структура, включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом и шероховатые области. В гладких областях выявляется зеренная структура с размером зерен от 5 до 30 мкм. Внутри зерен выявляется ячеистая структура с размером ячеек 0,5–1,0 мкм. Гладкие области образованы медью. Шероховатые области образованы частицами молибдена с размерами от 0,5 до 5,0 мкм. При этом покрытия содержат молибден и медь в соотношении приблизительно равном 1:1 и упрочнено 5–10 % Mo₂C. Электронно-пучковая обработка покрытий приводит к формированию композиционной наполненной структуры по всему сечению переплавляемого слоя, формированию в

нем более дисперсной и однородной структуры по сравнению с нижележащим слоем. Размеры включений молибдена и карбида Mo_2C в медной матрице уменьшаются в 2–5 раз по сравнению с их размерами сразу после электровзрывного напыления и изменяются в пределах от 0,1 до 0,5 мкм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011 и задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИИ СТАЛЬ – НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

*Россия, ФГБОУ ВПО «Кубанский государственный технологический университет»
ruspiter5@mail.ru, blednova@mail.ru*

В последние годы успехи достигнутые в трибологической инженерии сплавов на основе TiNi , свидетельствуют о перспективе использования этих сплавов в качестве материалов с высоким уровнем износостойкости и целесообразности разработки на их основе новых многокомпонентных материалов и трибокомпозитов. Для изделий, работающих в условиях трения при повышенных температурах (авиационная, атомная, газотурбинная промышленность), перспективным материалом с ЭПФ для поверхностного модифицирования является NiAl и многокомпонентные сплавы с ЭПФ. Актуальной становится задача разработки интеллектуальных трибологических покрытий, способных адаптироваться к меняющимся условиям путем самоорганизации (перестройки) структуры: самозалечиваться, самосмазываться, самоочищаться и их количественной оценки. Разработанная технология плазменного и высокоскоростного газопламенного напыления механоактивированного порошка обеспечила формирование покрытий из материалов с ЭПФ на основе TiNi и NiAl с наноразмерной структурой.

На рис. 1а приведены результаты испытания на износ образцов из стали 45 и стали 40Х с поверхностным наноструктурированным слоем TiNi и NiAl толщиной 1мм, полученным плазменным напылением. Испытания производились в условиях сухого трения закаленной втулки из стали У10 о поверхность образцов при скорости вращения образца 1500 об/мин и нагрузке 300 Н. На рис. 1б приведены результаты испытания на износ образцов из стали 45 с поверхностным наноструктурированным слоем TiNi и TiNiCu толщиной 0,5мм, полученным ВГН напылением по схеме диск-диск. Диск-контртело изготовлен из стали 100Cr6 твердостью HRC=62. В процессе нагружения измерялась температура в месте контакта. Анализ полученных зависимостей показывает (рис.1б), что при больших скоростях испытания стали 45 практически отсутствует период приработки, а при малых скоростях он слабо выражен. В процессе испытания на износ образцов с поверхностно-модифицированным слоем из материалов с ЭПФ зафиксировано изменение температуры поверхности в зоне трения от 86 до 236 °С в зависимости от скорости скольжения и давления диска. Обработка экспериментальных данных осуществлялась с помощью прикладного пакета Statistica v6.0 в среде SPSS. Анализ полученных зависимостей показывает (рис. 1а,б), что при больших скоростях испытания стали 40Х практически отсутствует период приработки, а на стали 45 он слабо выражен.

Повышение износостойкости поверхностно модифицированного слоя TiNi, TiNiCu составляет 3-3,5 раза по сравнению со сталью, а слоя NiAl соответственно 2-2,5 раза.

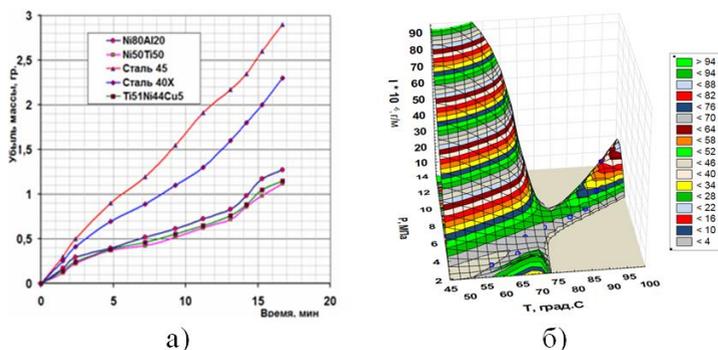


Рис. 1. Износостойкость поверхностно – модифицированных слоев из сплавов с TiNi, NiAl, TiNiCu – а); зависимость интенсивности изнашивания, давления диска Р, МПа и температуры Т, TiNiCu – б)

В процессе испытания на износ образцов с поверхностно-модифицированным слоем из материалов с ЭПФ при указанных скоростях нагружения зафиксировано изменение температуры поверхности в зоне трения до 400-500К. Повышение температуры сплава с ЭПФ вызывает мартенситно-аустенитное превращение, а достаточно большие давления, возникающие при трении, приводят к образованию мартенсита напряжения (эффект пластичности превращения). Баланс между этими процессами и определяет износостойкость образца. Повышение износостойкости после полного цикла поверхностного модифицирования объясняется наличием значительных обратимых пластических деформаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ № МК-5017.2014.8 и по проекту № 2416 и в рамках государственного задания Минобрнауки РФ.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ХОДЕ РКУП И ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ 08X18N10T

Рыбальченко О.В.^{1,2}, Терентьев В.Ф.¹, Просвирнин Д.В.¹, Беляков А.Н.³,

Скродцки В.⁴, Добаткин С.В.¹

¹Россия, ИМЕТ РАН, г. Москва, rybalch@mail.ru

²Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, г. Москва

³Россия, Белгородский государственный университет

⁴Германия, Технический университет, г. Дрезден

Работа посвящена выявлению возможных механизмов управления структурным и фазовым состоянием в процессе равноканального углового прессования (РКУП) с целью повышения прочностных и усталостных свойств аустенитных коррозионноустойчивых сталей типа 08X18N10T. В ходе исследования методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной

микроскопии, а также методом обратно отраженных электронов (EBSD анализ) изучали процессы структурообразования в ходе РКУП при комнатной температуре (с последующим отжигом при 550°C в течении 20 часов) и при температуре 400°C, а также в ходе циклического деформирования при усталостных испытаниях аустенитной нержавеющей стали 08X18H10T после РКУП.

В образцах после РКУП при комнатной температуре формируется в основном ориентированная субзеренная структура с размером структурных элементов 100-250 нм с высокой долей двойников деформации в аустените толщиной 5-10 нм. В ходе деформации протекает мартенситное превращение. Количество мартенсита достигает 38%. После нагрева стали на 550°C с выдержкой 20 часов после РКУП структура стали практически аустенитная с размером зерна 10 - 15 мкм и высокой плотностью двойников отжига. После РКУП при 400°C структура полностью аустенитная с размером зерен (субзерен) 200-400 нм и дисперсными двойниками деформации.

Используемая обработка значительно повышает прочностные характеристики стали: предел прочности повышается в 1,5-2 раза, предел текучести в 3,8-5,2 раза, предел усталости в 1,4-2,5 раза.

Исследование образцов после усталостных испытаний выявило образование мартенсита и двойников деформации в стали как в исходном состоянии, так и в состоянии после РКУП при комнатной температуре и при 400°C. По данным EBSD в стали после РКУП особенно при 400°C и последующих циклических испытаний доля мартенсита и доля большеугловых границ увеличивается. Кроме того в состоянии после РКУП при 400°C средний размер зерна в ходе циклических испытаний уменьшается в 1,5 раза.

Выявлено, что усталостная прочность повышается за счет измельчения структуры и двойникования в аустените в ходе РКУП, а также за счет интенсивного динамического двойникования, частичного мартенситного превращения и увеличения доли большеугловых границ в ходе циклической деформации. Основным фактором повышения предела усталости стали после РКУП при $T = 400^\circ\text{C}$ по сравнению с $T = 20^\circ\text{C}$, является измельчение зеренной структуры, повышение доли высокоугловых границ и протекание частичного мартенситного превращения в преимущественно аустенитной УМЗ матрице в ходе циклических испытаний.

Максимальное значение предела усталости (650 МПа) получено после РКУП и нагрева на 550°C с выдержкой 20 часов, что обусловлено большой плотностью двойников отжига в рекристаллизованной преимущественно аустенитной матрице, интенсивным динамическим двойникованием и частичным мартенситным превращением в ходе циклической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект №14.А12.31.0001).

К ПРЕДЕЛЬНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ ГОРНЫХ ПОРОД

Рычков Б.А., Лужанская Т.А.

Кыргызстан, Кыргызско – Российский Славянский университет, rychkovba@mail.ru, tatianaluzhanskaya@gmail.com

Считается [1], что максимальное касательное напряжение (τ_{\max}) при напряженных состояниях, превышающих некоторое предельное состояние c_n (при

$c \geq c_n$), остается практически постоянным, т.е. огибающая к предельным кругам напряжений на диаграмме Мора начинает «выползаться», при этом происходит переход от критерия прочности Кулона – Мора к критерию Треска – Сен-Венана.

В [2] показано, что в зависимости от соотношения нормального (σ_{β_0}) и касательного (τ_{β_0}) напряжений в плоскости среза выражения для пределов прочности (σ_1^s) горных пород можно представить в том или ином виде..

К. Mogi [3] приводит экспериментальные данные, полученные при трехосном сжатии (по схеме Кармана) образцов из dunham dolomite, dunham dolomite (block 2), westerly granite, yamaguchi marble, mizuho trachyte, solnhofen limestone, которые предлагается выделить в три группы.

В первую группу можно отнести материалы, для которых достаточно близко описывает экспериментально наблюдаемую ориентацию плоскости среза отношение $\sigma_{\beta_0} / \tau_{\beta_0} = 2$. Тогда, судя по тенденции изменения экспериментального значения угла среза, предельное напряженное состояние (c_n), наступает при $c_n = 1/3$ ($\alpha_0|_{c=c_n} = \frac{\pi}{4} - \beta_0 = 45^\circ$). Во вторую группу – отношение $\sigma_0 / \tau_{\beta_0} = 1,667$, предельное напряженное состояние наступает при $c < 1/3$, а именно при $c_n = 1/4$; в третью группу – отношение $\sigma_0 / \tau_{\beta_0} = 2 \cdot c_n = 1/4$.

Вполне приемлемый результат был получен при расчете пределов прочности в соответствии с предложенным нами разделением горных пород на определенные группы:

- если solnhofen limestone отнести к первой группе материалов;
- если dunham dolomite (block 2), yamaguchi marble, mizuho trachyte - ко второй группе материалов;
- если manazuru andesite, orikabe monzonite, inada granite - к третьей группе.

В Table 2.3 [3] сведены предельные значения разности главных напряжений ($\sigma_1 - \sigma_3$), при различном боковом давлении $\sigma_2 = \sigma_3$ и значении углов среза, полученных экспериментальным путем и, вычисленных автором согласно теории прочности Мора.

Определив по данным Table 2.3 [3] напряженное состояние, соответствующее приводимым значениям напряжений, далее, используя данные одноосного сжатия, определим, согласно предлагаемым в [2] зависимостям, пределы прочности и соответствующие значения углов среза при других напряженных состояниях.

Причем, считается, что в плоскости среза для dunham dolomite отношение $\sigma_0 / \tau_{\beta_0}$ является постоянным и для принимается равным 1,667 (при этом $\alpha_0|_{c=0} = 18,4^\circ$), как и для выделенных нами материалов второй группы, а для westerly granite наиболее приемлемый результат получается, если принять $\sigma_0 / \tau_{\beta_0} = 2$ (при этом $\alpha_0|_{c=0} = 15^\circ$).

Можно сделать вывод, что расчет по предлагаемому методу с достаточным приближением отражает экспериментальные значения пределов прочности и углов среза для указанных горных пород.

Литература

1. Тарасов Б.Г. Закономерности деформирования и разрушения горных пород при высоких давлениях / Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – СПб., 1991.
2. Рычков Б.А., Комаров Н.М., Лужанская Т.А. Об одном методе определения пределов прочности горных пород // Вестник КРСУ. – 2013. - №7. – Т. 13.
3. Mogi K. Experimental rock mechanics. – London; Leiden: Taylor & Francis, 2007.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЕРОГО ЧУГУНА

РЫЧКОВ Б.А., ВОЛКОВ А.В.

Кыргызстан, Кыргызско - Российский Славянский университет, rychkovba@mail.ru, cds_2018@mail.ru.

Как показал эксперимент В.А.Паняева [1], трубчатый образец серого чугуна марки СЧ15-32 при испытании на чистое кручение за пределом упругости удлинялся в осевом направлении. Показано [2], что эта осевая деформация равна по величине полусумме неупругих главных деформаций при данном напряженном состоянии. Следовательно, кроме чисто пластической деформации в указанном случае нагружения возникло разрыхление материала. Это разрыхление подчиняется гипотезе В.В.Новожилова, согласно которой оно развивается одновременно и равномерно во всех направлениях.

В.А.Паняев изготавливал образцы из чугуна специальной плавки, при которой удалось получить изотропный материал. В данном сообщении рассматриваются экспериментальные данные, полученные*)В.М.Жигалкиным [3,4] при испытании трубчатых образцов чугуна такой же марки, но изготовленных в обычных прутках, материал которых оказался анизотропным. Эта исходная анизотропия, как установлено нами, близка к ортотропной симметрии. Об этом свидетельствует упругие константы материала, определяемые из опыта на осевое и окружное растяжение; эти константы соответствуют обобщенному закону Гука именно для ортотропного материала.

Поведение материала в упругопластической области деформирования смоделировано на основе концепции скольжения и разрыхления. Установлено, что локализация неупругой деформации происходила, в основном, по площадкам главных касательных напряжений как при одноосном, так и при двухосном растяжении. Таким образом, считалось, что во всех случаях вида напряженного состояния происходила плоско – пластическая деформация. Исходя из опытных данных пропорционального нагружения, предложена единая зависимость для чисто пластической максимальной главной деформации (Γ_1^{pl}) в виде некоторой определённой функции от разности между наибольшим главным напряжением и его значением на пределе упругости. Введен коэффициент разрыхления(λ) как отношение деформации разрыхления к компоненте Γ_1^{pl} ; в первом приближении можно полагать $\lambda=1$. Этот результат подкрепляется тем обстоятельством, что поперечная деформация, как при осевом, так и при окружном растяжении, оказалась равной соответствующей упругой деформации (как и по расчету). С учетом указанных эффектов протекания неупругой деформации достигнуто соответствие расчетных и экспериментальных данных и при сложномнагружении. В частности, если после осевого растяжения образца накладывается внутреннее давление, то происходит смена площадок скольжения,

отвечающая, по терминологии Христиановича-Шемякина, различным состояниям неполной пластичности.

1. Леонов М.Я., Паняев В.А., Русинко К.Н. Зависимость между деформациями и напряжениями для полухрупких тел // Инж. журнал. МГТ. 1967. №6. С. 26-32.
2. Рычков Б.А., Гончарова И.В. Пластическая деформация и дилатансия серого чугуна. – Нижний Новгород, 24-30 августа 2011 г. – X Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механике.
3. Жигалкин В.М., Усольцева О.М. Экспериментальное исследование деформации полухрупких материалов. Сообщение I: разрыхление при пропорциональнонагрузении // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2001.-№6, с.38-45.
4. Жигалкин В.М., Усольцева О.М. Экспериментальное исследование деформации полухрупких материалов. Сообщение II: упрочнение и разрыхление при сложном нагружении // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2002.-№6, с.39-46.

*^o) Авторы выражают признательность **В. М. Жигалкину** и его сотрудникам за предоставленные первичные экспериментальные данные, без которых было бы невозможно осуществить настоящую работу.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МЕДНО-ТИТАНОВОГО МАТЕРИАЛА

Рябичева Л.А., Дядичев А.В.

*Украина, Восточноукраинский национальный университет имени Владимира Даля
e-mail: ryabic@gmail.com*

Сложные механические схемы деформации при различных видах прессования порошковых материалов используют для снижения неравномерности деформации, устранения разрушений, управления структурой и физико-механическими свойствами материала. Перспективными для изготовления изделий являются новые способы интенсивной пластической деформации: прессование в равноканальной матрице и винтовая экструзия, позволяющие достичь высоких прочностных свойств за счет накопления в заготовках больших пластических деформаций.

Целью работы является исследование влияния равноканального углового прессования в штампе с каналами различного поперечного сечения на структуру и физико-механические свойства порошкового медно-титанового материала.

Использованы образцы из порошкового материала на основе меди. В качестве основной составляющей являлся порошок стабилизированный, медный марки ПМС-1, который легировали порошком титан марки ВТ1-0 путем добавки в шихту 0,5% по массе. Образцы изготавливали по технологии, включающей операции прессования, спекания, деформирования по схеме равноканального углового прессования с последующим исследованием структуры и физико-механических свойств. Основное отличие штампа для РКУ-прессования состоит в конструкции матрицы, в которой вертикальный входной канал имеет круглое сечение, а горизонтальный (выходной) канал – прямоугольное сечение. При этом радиус вертикального канала у основания соответствует радиусу исходной прессовки. Тогда на первой стадии выдавливания происходит уплотнение материала, а затем истечение в угловой канал. Такая конструкция матрицы обеспечивает уменьшение мертвой

зоны и неравномерности напряженного состояния в очаге деформации и по всему объему образца. Изучали плотность методом гидростатического взвешивания, микротвердость, микроструктуру после спекания и углового прессования на электронном микроскопе РЭММА-102.

При противодавлении 95 МПа на поверхности образца видны дефекты в виде ребристости и его пористость составила 1,25%. Для устранения ребристости и достижения плотности близкой к теоретической противодавление увеличено до 110 МПа, при котором получен бездефектный образец пористостью 0,7%. В структуре образцов после спекания видны зерна меди, частицы титана и поры. Среднестатистическая величина зерна меди составляет 21-22 мкм, размер частиц титана – 55 мкм, в то время как номинальный размер частиц порошка титана ВТ1-0 составляет 63 мкм. Титан является модификатором, сдерживающим рост зерен при статической рекристаллизации.

В процессе спекания в результате поверхностной и объемной диффузии наблюдается образование диффузионной зоны между компонентами порошкового пористого образца. Анализ концентрации титана и меди показывает, что титан в медь диффундирует в меньшей степени. Об этом свидетельствует его низкое содержание в диффузионной зоне, которое составляет в среднем 0,96%, в то время как содержание меди в титане равно 51,3%. Различие в диффузии меди и титана объясняется их парциальными коэффициентами диффузии.

Анализ микроструктуры вдоль оси РКУ-прессования на боковой части образца показал ярко выраженную полосчатость деформации: зерна меди и частицы титана вытягиваются вдоль направления деформирования.

При РКУ-прессовании с противодавлением 95 МПа плотность изменяется неравномерно, достигая максимальной величины в средней зоне образца. При противодавлении 110 МПа распределение плотности по объему образца более равномерное. Наибольшая плотность, равная 8,89 г/см³, получена в средней зоне образца. Аналогично изменяется и величина зерна. Характер изменения величины зерна в обоих случаях подобен. Однако при большем противодавлении величина зерна меньше и находится в пределах 3,8-4,2 мкм.

Распределение напряжений оценивали по измерению микротвердости на боковой поверхности образца. Применение цилиндрического входного канала и переход его в прямоугольное сечение позволило уменьшить неравномерность напряженного состояния.

При испытании на сжатие образцов, полученных при противодавлении 110 МПа, предел текучести составил 451,4 МПа, предел прочности 677,2 МПа.

ВЛИЯНИЕ АКТИВНЫХ СРЕД НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В ВОЛЬФРАМОВЫХ ПОРОШКАХ ПРИ ИХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

САВЕНКО В.И., ЧЕРНЫШЕВ В.В., ТОПОРОВ Ю.П., МАЛКИН А.И., КЛЮЕВ В.А.,
ЛОЗНЕЦОВА Н.Н.

*Россия, Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН.
E-mail: visavenko@rambler.ru*

Цель работы. Известно, что поверхностно-активные среды (ПАС), или поверхностно-активные вещества (ПАВ), оказывают существенное влияние на механические характеристики металлов, изменяют предел текучести, коэффициент упрочнения, и предельную деформацию материала до разрушения – что является одной из форм проявления эффекта Ребиндера [1]. В пластически деформированных образцах при этом появляются остаточные внутренние напряжения, величина и знак которых зависят не только от схемы нагружения и вида напряженно-

деформированного состояния материала, но и от типа окружающей среды, в которой процесс деформации протекает [2].

Одним из наиболее эффективных и широко применяемых во многих промышленных технологиях способов энерго-силового воздействия на металлические порошки является их механоактивация путем обработки в планетарно-центробежных мельницах (ПЦМ) [3]. Данная работа посвящена изучению влияния некоторых ПАС на остаточные напряжения и деформации, возникающие в порошках вольфрама при их механоактивации с применением методики ПЦМ.

Образцы и методика. Испытаниям подвергались порошки вольфрама промышленного изготовления марки ПВ-2. Средний размер частиц в порошках составлял 2 мкм. Порошковые образцы подвергались механоактивации в шаровой планетарной мельнице АГО-4 с загрузочными емкостями (барабанами) из стали и шарами ШХ15 диаметром 8 мм при центростремительном ускорении 300 м/с². Соотношение между массой навески и массой шаров составляло 1:10. Продолжительность процесса активации варьировали в интервале 5 - 50 мин. Режимы активации были выбраны на основании рекомендаций, данных в предыдущих исследованиях [4]

Механоактивация как исходных (т.е. покрытых оксидными пленками), так и поверхностно модифицированных (покрытых твердообразной пленкой ПАВ – перфторполиэфиром карбоновой кислоты - ПФЭКК) порошков проводилась в инертной среде (гептане, гексане, хладоне), на воздухе, а также в поверхностно-активных средах – растворах ПФЭКК в хладоне различной концентрации.

Микроструктуру порошков определяли путем анализа дифрактограмм, снятых на рентгеновском дифрактометре «Empyrean» (Panalytical, монохроматизированное Cu-K_α, излучение, фильтр – Ni) в геометрии «на отражение» (по Бреггу-Брентано), в диапазоне углов отражения $2\theta = 5 - 120^\circ$.

По полученным дифрактограммам с помощью стандартной методики определялись значения параметра элементарной ячейки и статические микроискажения кристаллической решетки порошковых образцов, как исходных, так и подвергнутых механоактивации при разной продолжительности процесса.

Экспериментальные результаты. Обнаружено, что механическая активация исходного порошка, осуществляемая на воздухе, или в инертной среде, сопровождается прогрессирующим по мере увеличения времени активации ростом статических микроискажений кристаллической решетки и уменьшением величины параметра элементарной ячейки, которое происходит благодаря появлению в материале значительных внутренних остаточных сжимающих напряжений. При механоактивации на воздухе, по сравнению с инертной средой, интенсивность этих явлений возрастает. Основным источником таких напряжений является деформированная в процессе активации поверхностная оксидная пленка. В этом случае после механоактивации наблюдается всестороннее сжатие материала и сокращение объема микрочастиц порошка.

Наличие на поверхности механоактивируемого порошка адсорбционной пленки ПАВ при испытаниях образцов в ПАС кардинально меняет характер структурной эволюции, происходящей при этом в материале частиц. Например, в случае механоактивации поверхностно-модифицированного в результате адсорбции ПФЭКК порошка вольфрама наблюдается нарастающее с ростом времени активации увеличение параметра кристаллической решетки W , т.е. всестороннее растяжение металлического материала. Обсуждаются физические причины различного поведения порошкового вольфрама при его механоактивации на воздухе, в инертных и активных средах.

Показывается роль эффекта Ребиндера в различных проявлениях влияния ПАС и ПАВ на процессы механоактивации W.

Литература.

1. Горюнов Ю.В., Перцов Н.В., Сумм Б.Д. Эффект Ребиндера. М.: Наука, 1966. - 129 с.
2. Савенко В.И. Шукин Е.Д. Новые приложения эффекта Ребиндера. Трение и износ. 1992, т. 13, №6.
3. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. // ред. Авакумов Е.Г. Новосибирск, Из-во СО РАН, 2009. -343 с.
4. Е.Г.Авакумов. Механические методы активации химических процессов. Новосибирск, «Наука»,1979.- 256 с.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

САВЧЕНКО Н.Л., СЕВОСТЬЯНОВА И.Н., САБЛИНА Т.Ю., КУЛЬКОВ С.Н.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, savnick@ispms.tsc.ru

В последнее время наблюдается повышенный интерес к исследованию структуры и свойств пористых керамических материалов, обусловленный все более расширяющимися областями их практического применения [1]. Известно, что пористость хрупких материалов может значительно влиять на их физические свойства, в том числе, на эффективные модули Юнга и сдвига, а также на коэффициент Пуассона, являющимися важнейшими характеристиками современных материалов [1].

Цель настоящей работы – изучение взаимосвязи между такими параметрами как пористость, предел прочности, эффективными модулями Юнга и сдвига, измеренными в процессе механического нагружения при сжатии и сдвиге, а также связи этих параметров с процессами деформации и разрушения керамики на основе диоксида циркония и оксида алюминия.

Керамику Al_2O_3 и ZrO_2-MgO с пористостью 10-70% изготавливали методами порошковой металлургии из порошков Al_2O_3 и ZrO_2 -3вес.% MgO , полученных путём термического разложения водных растворов азотнокислых солей металлов в плазме высокочастотного разряда. Исследования просвечивающей и растровой электронной микроскопии показали, что частицы порошка керамики имели форму полых сфер размером 1 - 6 мкм с монослойными поликристаллическими стенками, размер кристаллитов в которых составлял величину порядка 20-40 нм. Требуемую пористость в керамике обеспечивали спеканием образцов на воздухе в диапазоне температур от 1000 до 1650°C в течение 1 часа.

Анализ кривых “напряжение-деформация” керамики из оксида алюминия показал, что при деформации сжатием и сдвигом имеет место переход от типично хрупкого разрушения для относительно плотной керамики ($\leq 20\%$ пористости) до псевдопластичного при высоком уровне пористости (выше 50%). Отличие в деформационном поведении керамики ZrO_2-MgO состояло в том, что переход от типично хрупкого состояния для относительно плотной керамики до псевдо-

пластичного при высоком уровне пористости осуществлялся при меньшем уровне пористости, по сравнению с керамикой Al_2O_3 .

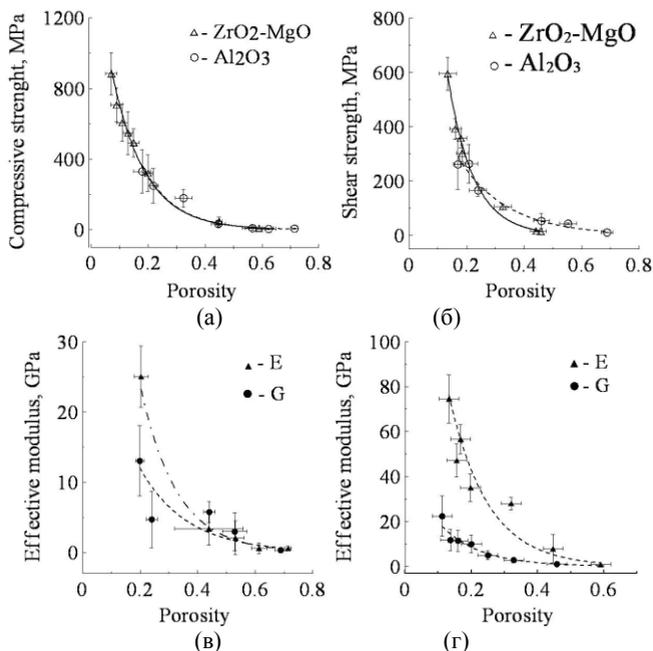


Рис. 1. Зависимость значений: (а) предела прочности при сжатии, (б) предела прочности при сдвиге, от объёма порового пространства керамики из оксида алюминия и ZrO_2-MgO . Зависимость значений эффективных модулей упругости (Е) и ддвига (G) от объёма порового пространства керамики из оксида алюминия (в) и ZrO_2-MgO (г)

Значения предела прочности при сжатии (рис.1,а) и сдвиге (рис.1,б), эффективных модулей упругости (рис.1,в,г), сдвига (рис.1,в,г) и коэффициента Пуассона уменьшаются с увеличением объёма порового пространства керамик Al_2O_3 и ZrO_2-MgO , что коррелирует с появлением множественного растрескивания в ходе деформации керамики с большим уровнем пористости.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

[1] Ren F., Case E.D., Morrison A., Tafesse M., Baumann M.J. Baumann Resonant ultrasound spectroscopy measurement of Young's modulus, shear modulus and Poisson's ratio as a function of porosity for alumina and hydroxyapatite //Philosophical Magazine. 89/14 (2009) 1163–1182.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ZrO_2 -WC-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ “СПЕКАНИЕ-КОВКА”

САВЧЕНКО Н.Л., СЕВОСТЬЯНОВА И.Н., САБИНА Т.Ю., ГРИГОРЬЕВ М.В., КУЛЬКОВ С.Н.
Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, savnick@ispms.tsc.ru

Заметно повысить твердость при сохранении плотности и прочности керамики на основе диоксида циркония можно, армируя её частицами карбида вольфрама [1]. В соответствии с псевдобинарной диаграммой состояния WC-Fe, температура 1350°C является эвтектической. А значит, предполагаемая жидкая фаза может способствовать эффективному уплотнению композитов ZrO_2 -WC-Fe за относительно короткое время.

Целью работы являлось изучение физико-механических свойств композиционных материалов ZrO_2 -WC-Fe. Для получения композиционных материалов в системе ZrO_2 -WC-Fe был использован метод “спекание – ковка”, для которого характерно эффективное уплотнение образцов керамики за счет эффекта вытеснения пористости из центра образца на периферию свободных граней.

Высокоплотные (>99% от теоретической) композиты ZrO_2 -WC-Fe с высокими значениями вязкости разрушения (>9 $\text{МПа}\times\text{м}^{1/2}$, рис.1.а), твердости по Виккерсу (>15 ГПа, рис.1.а) и микротвердости (до 20 ГПа) были изготовлены из наноразмерных порошков на основе ZrO_2 и микронных порошков WC и стали Гадфильда посредством спекания под давлением 30 МПа при температуре 1350°C в течение 10 минут. Для известных композитов в системе WC- ZrO_2 при сравнимых значениях твердости (около 15 ГПа) значения вязкости разрушения не превышают 7-8 $\text{МПа}\times\text{м}^{1/2}$ [1].

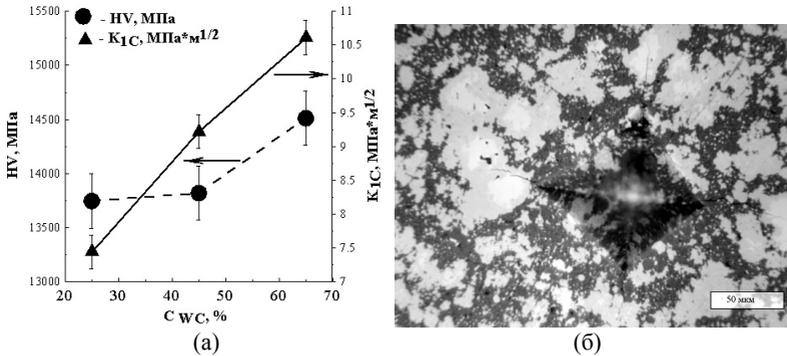


Рис.1. (а) Зависимость значений твердости по Виккерсу (HV) и индентационной трещиностойкости (K_{1C}) от содержания карбида вольфрама в композитах ZrO_2 -WC-Fe. (б) Типичное распространение трещины от угла отпечатка пирамидки Виккерса после индентирования полированной поверхности композитов ZrO_2 -WC-Fe.

Формирующаяся при температуре спекания эвтектика в системе WC-Fe позволила сохранить в плотных образцах ZrO_2 -WC-Fe субмикронные зерна (≤ 0.2 мкм) диоксида циркония за счет быстрого по времени жидкофазного спекания. Показано, что сочетание высоких значений твердости по Виккерсу и коэффициента вязкости разрушения в полученных композитах ZrO_2 -WC-Fe достигается благодаря действию механизма упрочнения за счет ветвления и перекрытия трещин в мультифазной структуре, сформированной в композитах при получении (рис. 1,б).

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственной академии наук на 2013-2020 годы при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-98068 р_сибирь_a).

[1] Guy Anné, Stijn Put, Kim Vanmeensel, Dongtao Jiang, Jef Vleugels, Omer Van der Biest Hard, tough and strong ZrO₂–WC composites from nanosized powders// Journal of the European Ceramic Society. 25 (2005) 55–63.

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

САНДОМИРСКИЙ С.Г.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск. E-mail: sand@iaph.bas-net.by

Основными параметрами магнитного структурного анализа и контроля напряженно-деформированного состояния материалов являются их коэрцитивная сила H_c , остаточная намагниченность M_r и максимальная магнитная проницаемость μ_m . Чувствительность μ_m к структурным превращениям в металлах и изменениям напряженного состояния в них отлична от чувствительностей H_c и M_r к этим изменениям. Но измерение μ_m более трудоемко и менее точно, чем измерение H_c и M_r . Данные о влиянии технологий получения материалов на их μ_m приводятся в литературе реже, чем на H_c и M_r . Это определяет важность поиска связи μ_m материалов с их H_c и M_r .

Такая связь установлена Гумлихом и Шмидтом для «сталей и чугунов» [1]. В системе СИ разработанная ими эмпирическая формула имеет вид:

$$\mu_m \approx (0,476 + 0,0000712\gamma H_c) M_r / H_c, \quad \text{где } \gamma = 1 \text{ м/А} \quad (1)$$

Зависимость (1) используют в научной и учебной литературе как достоверный факт. Но узкий диапазон изменения магнитных свойств стальных и чугунных образцов в [1] не позволил выявить отличия в связи μ_m с H_c и M_r для сталей и чугунов и обеспечить необходимую точность расчета μ_m .

В [2] статистическим анализом взаимосвязи магнитных параметров 855 сталей с $0,5 \text{ кА/м} < H_c < 8 \text{ кА/м}$, прошедших закалку и отпуск по разным режимам, разработана формула для расчета μ_m сталей по H_c и M_r :

$$\mu_m \approx [0,5 + 0,00006\gamma H_c - (0,000068\gamma H_c)^2] M_r / H_c \quad (2)$$

Показано, что среднее значение $\bar{\delta}$ модуля относительной погрешности расчета μ_m сталей по (2) в 1,58 раза меньше, чем $\bar{\delta}$ расчета μ_m сталей по формуле (1), и составляет менее 10%. Это меньше суммы погрешностей δ измерения по стандартным методикам входящих в формулу (2) параметров.

Еще лучшие результаты получены в [3] для расчета μ_m сталей с $4 \text{ кА/м} \leq H_c < 8 \text{ кА/м}$:

$$\mu_m \approx [0,5 + 0,000053\gamma H_c - (0,00006\gamma H_c)^2] M_r / H_c \quad (3)$$

Формула (3) обеспечивает $\bar{\delta}$ расчета μ_m вдвое меньшую, чем δ измерения μ_m по стандартной методике и на порядок меньшую, чем $\bar{\delta}$ расчета μ_m этих сталей по (1).

Но намагничивание чугунов происходит при размагничивающем влиянии графитовых включений. Это отличие от намагничивания сталей не позволяет применить разработанные в [2, 3] формулы (2) и (3) для расчета μ_m чугунов по их H_c и M_r .

В докладе выявлены отличия в связи μ_m с H_c и M_r для сталей и чугунов. Установлено, что под влиянием графитовых включений при прочих равных условиях M_r чугуна снижается в 1,08 раза сильнее, чем его μ_m . Для расчета μ_m чугунов по H_c и M_r формулы (2) и (3) скорректированы введением в их правую часть множителя $\zeta = 1,08$. Проведен анализ связей магнитных свойств 96 чугунов с $0,3 \text{ кА/м} \leq H_c \leq 6 \text{ кА/м}$, термически обработанных по разным режимам. Показано, что модуль $\bar{\delta}$ средней относительной погрешности расчета μ_m чугунов по (2) и (3) при $\zeta = 1,08$ в 1,28 и 2,77 раза меньше $\bar{\delta}$ расчета μ_m по используемой в литературе формуле (1) и близок к корню квадратному из суммы квадратов погрешностей измерения входящих в (2) и (3) параметров по стандартным методикам.

Полученный результат позволяет отказаться от трудоемких измерений μ_m сталей и чугунов при исследованиях зависимости их магнитных свойств от режимов технических воздействий, приложенных механических нагрузок и остаточных напряжений. Значения μ_m чугунов могут быть определены по формулам (2) и (3) по результатам простого и достоверного измерения H_c и M_r .

Литература.

1. Gumlich E., Schmidt E. Magnetische Untersuchungen an neueren Eisensorten // Elektrotechnische Zeitschrift. 1901. Heft 35. p. 691 – 698.
2. Сандомирский С.Г. Структурная чувствительность максимальной магнитной проницаемости. Часть 1. Статистический анализ связи максимальной магнитной проницаемости сталей с параметрами петли гистерезиса // Контроль. Диагностика. 2013. № 12. С. 35 – 41.
3. Сандомирский С.Г. Анализ связи максимальной магнитной проницаемости магнитотвердых сталей с параметрами предельной петли гистерезиса // Сталь. 2013. № 8. С. 70 – 74.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ С МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ Ni-Al

Санников А.В., Полетаев Г.М.

*Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
gmpoletaev@mail.ru*

Границы раздела в металлических материалах (границы зерен, межфазные границы) играют ключевую роль во многих процессах, определяют многие их физические свойства. Кроме того они являются источниками и стоками дислокаций и точечных дефектов. Однако в настоящее время остается еще много пробелов относительно количественных характеристик взаимодействия различных дефектов с границами раздела в металлах и сплавах.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики взаимодействия точечных дефектов с межфазной границей Ni-Al и расчету энергии связи

вакансии и междоузельного атома с дислокациями несоответствия и узлами дислокационной сетки.

В работе рассматривались ориентации межфазной границы в плоскостях (100) и (111). В качестве металлической системы была взята система, состоящая из двух ГЦК металлов Ni и Al с параметрами решеток 3,52 и 4,05 Å соответственно. Значительное отличие параметров решеток приводит к формированию высокой плотности дислокаций несоответствия на границе раздела Ni-Al. Ранее с помощью метода молекулярной динамики нами было показано, что на межфазной границе Ni-Al формируется сетка краевых дислокаций несоответствия: квадратная из двух систем дислокаций для границы (100) и треугольная из трех систем для границы (111) [1].

Межфазная граница в модели создавалась в центре расчетного блока. Размеры блока подбирались таким образом, чтобы вдоль межфазной границы можно было использовать периодические граничные условия. Вдоль оси перпендикулярной плоскости границы были наложены жесткие условия. Количество атомов в расчетном блоке составляло около 20000. Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние проводилась структурная релаксация, в завершение которой расчетный блок охлаждался до 0 К. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики был равен 5 фс. При описании межатомных взаимодействий использовались парные потенциалы Морзе [2].

Энергия связи точечного дефекта рассчитывалась при введении вакансии или междоузельного атома в три различные позиции в границе: в ядро краевой дислокации, в узел и в центр ячейки дислокационной сетки. После введения точечного дефекта проводилась структурная релаксация, после которой расчетный блок охлаждался до 0 К.

Согласно полученным данным, энергия связи, как вакансий, так и междоузельных атомов наибольшая с узлами дислокационной сетки, наименьшая – с центрами ячеек дислокационной сетки. При введении точечных дефектов в область межфазной границы при небольшой термоактивации они, как правило, мигрировали в процессе компьютерного эксперимента в ближайший узел дислокационной сетки. Энергия связи с узлами сетки обоих типов дефектов, несмотря на значительное различие их энергии образования, оказалась близка и существенно выше их энергии образования. Для границы (100): 6,2 и 5,2 эВ для вакансии и междоузельного атома подрешетки Al, 6,7 и 7,2 – подрешетки Ni. Для границы (111): 0,6 и 3,4 эВ – подрешетки Al, 3,2 и 5,4 – подрешетки Ni. Столь высокие значения энергии связи объясняются, по всей видимости, более глубоким потенциалом взаимодействия Ni-Al по сравнению со связями Ni-Ni и Al-Al. Высокая сорбционная активность межфазной границы Ni-Al создает предпосылки рассмотрения подобных границ в качестве эффективных стоков точечных дефектов, образующихся, например, при радиационном и других воздействиях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов №13-02-00301_a, №14-02-98000-p_сибирь_a.

Список литературы

1. Полетаев Г.М., Санников А.В., Микрюков В.Р. Исследование атомной структуры и диффузионной проницаемости межфазной границы Ni-Al // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. - 2013. - Т.10, №1. - С. 112-116.
2. Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д. Атомная структура АФГ и ее влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой L1₂ // *Физика металлов и металловедение*. - 1984. - Т.58, №2. - С. 336-343.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

САХАРОВ Н.В., БОЛДИН М.С., ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н., ШОТИН С.В., НОХРИН А.В.,
ЛОПАТИН Ю.Г., ПОПОВ А.А., СМИРНОВА Е.С., СЕМЕНЫЧЕВА А.В., ЯШИНА К.В.,
КОТКОВ Д.Н., ПИСКЛОВ А.В.

*¹Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
boldin@nifti.unn.ru*

Для спекания керамик используется установка «DR. SINTER model SPS-625» производства «SPS SYNTEX INC.» (температура спекания от 5 до 2500 °С, скорость нагрева от 10 до 2500 °С/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум или инертный газ (аргон, азот), автоматическое управление температурой и гидростатическим давлением, прецизионный dilatometer). Измерение усадки осуществляется отслеживанием перемещения плунжеров с помощью высокоточного dilatometer.

В качестве объектов исследования использовались нано- и ультрадисперсные порошки нитрида кремния импортного производства фирм «Alfa Aesar», «Sigma Aldrich» и «Neomat».

Показано, что процесс уплотнения порошков Si_3N_4 имеет двух- или трехстадийный характер в зависимости от дисперсности порошка. Установлено, что каждой стадии соответствует определенный элементарный механизм уплотнения. Предложен метод количественной оценки температурно-временных интервалов усадки, контролируемой различными элементарными процессами.

Проведены исследования влияния режимов спекания, структуры и состава активаторов и исходных порошков основного материала на структуру и свойства Si_3N_4 -керамик. Установлено, что в случае использования 0,5% Al_2O_3 и 1,5% Y_2O_3 в качестве активаторов спекания, получаемые Si_3N_4 -керамики имеют мелкозернистую структуру упрочненную вытянутыми зернами нитрида кремния, обеспечивающую высокие значения микротвердости. Показано, что выбор оптимальных параметров исходного порошка (дисперсности, фазового состава, объемной доли активаторов и упрочняющих частиц) и режимов спекания позволяют получать керамики, обладающие повышенными механическими свойствами. Максимальные значения микротвердости полученных образцов составили $H_v=27.4$ ГПа при $K_{1c}=2.5$ МПа·м^{1/2}, максимальные значения трещиностойкости – 6.7 МПа·м^{1/2} при $H_v=16.5$ ГПа.

Результаты структурных исследований показывают, что средний размер зерна керамики определяется размерами частиц исходного порошка и использованием дисперсных частиц второй фазы, препятствующих росту зерен. Установлено, что введение частиц TiN или WC препятствует развитию удлиненных зерен. Продемонстрирована возможность изменения параметров структуры жаропрочных керамик путем введения в состав исходных порошков дисперсных частиц второй фазы.

Показано, что кинетика спекания Si_3N_4 -керамик упрочненных многостенными нанотрубками имеет двухстадийный характер. Анализ зависимостей скорости усадки от температуры спекания с использованием специально разработанной процедуры расчета энергии активации показывает, что процесс спекания композиционных Si_3N_4 -керамик контролируется диффузией по неравновесным границам зерен и диффузией, протекающей в условиях фазового перехода. Проведены исследования влияния углеродных нанотрубок на эволюцию структуры композиционного Si_3N_4 -материала

при спекании. Показано, что введение упрочняющих волокон приводит к стабилизации зеренной структуры керамик. Установлено, что несмотря на отсутствие в зеренной структуре образцов удлиненных кристаллитов, обеспечивающих высокие значения трещиностойкости материалов на основе Si_3N_4 , прочностные свойства керамик, армированных углеродными нанотрубками, не уступают образцам, содержащим значительное количество вискозисов нитрида кремния.

Результаты исследований влияния режимов спекания показывают, что изменение величины приложенного давления, а также момента его приложения, оказывают существенное влияние на параметры структуры и прочностные свойства спеченных материалов. В случае приложения максимального давления до термической усадки удалось получить наиболее плотные образцы, обладающие максимальными значениями микротвердости и коэффициента трещиностойкости.

Показано, что для получения высокой трещиностойкости композиционного Si_3N_4 -материала в качестве активатора спекания необходимо использовать оксид иттрия; а добавление к Y_2O_3 порошка Al_2O_3 приводит к ухудшению прочностных свойств Si_3N_4 -керамик. Установлено, что использование в качестве упрочняющих волокон многостенных углеродных нанотрубок, покрытых оксидом вольфрама, предпочтительнее, чем введение в материал чистых углеродных нанотрубок. Это позволило получить образцы композиционной Si_3N_4 -керамики с коэффициентом трещиностойкости $5.3 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Насакина Е.О., Байкин А.С., Сергиенко К.В.,
Леонова Ю.О., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, e-mail: cmakp@mail.ru

Использование медицинских изделий из материалов с эффектом памяти формы на базе сплава TiNi с заданным комплексом физико-механических свойств позволяет существенно улучшить «щадящий» режим эндоваскулярных операций, увеличить срок службы устанавливаемых медицинских изделий (стентов) и повысить их биосовместимость с человеческим организмом[1-3].

В данной работе проведены исследования механических свойств композиционного материала. Для повышения биосовместимости, срока службы и механических свойств материалов из TiNi в медицине, является разработка композиционного материала, в частности с использованием в качестве материала поверхностного слоя Та. Тантал отличается высокой коррозионной стойкостью в активной среде и практически идеальной биосовместимостью, что является определяющим фактором для ее применения в медицине.

После выбора оптимальной механической обработки проводили ионно-лучевую обработку и потом наносили поверхностный слой из тантала в течение 30 минут распыления при мощности 70 % и вращении со скоростью 9 об/мин.

После нанесения поверхностного слоя происходит одновременно повышение и прочностных характеристик предела текучести $\sigma_{0.2}$ на 2 %, предела фазовой текучести $\sigma_{фт}$ на 3%, предела прочности $\sigma_{в}$ на 5% и показателя пластичности (относительное сужение ψ) на 1%.

Присутствие переходного слоя, обусловленное использованием метода ионно-атомного осаждения, обеспечивает хорошие адгезионные свойства между компонентами композиционного материала. Поверхностный слой показал себя достаточно пластичным, сохранял целостность при нагружении вплоть до разрушения и не отслаивался. Небольшое радиальное растрескивание наблюдается только в непосредственной близости от поверхности излома (рис.1). Таким образом, выводы после АЭС о хорошем сцеплении поверхностного слоя с подложкой подтверждаются.

Работа выполнена при поддержке РФФИ проекта № 13-03-12218 офу _м.

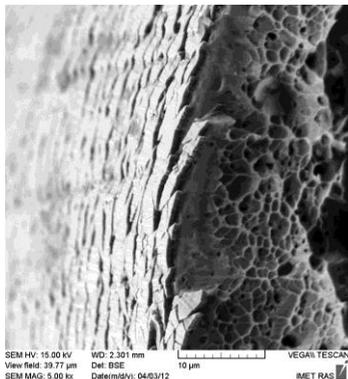


Рисунок 1. Вид поверхности разрушения одномерного нанокompозита «титанол – поверхностный слой из Та»

Список литературы

1. В.Т. Заболотный, О.К. Белоусов, Н.А. Палий, Б.А. Гончаренко, Е.А. Армадерова, М.А. Севостьянов. Материаловедческие аспекты получения, обработки и свойств никелида титана для применения в эндоваскулярной хирургии // *Металлы*, 2011. №3. С.47-59.
2. Колмаков А.Г., Солнцев К.А., Витязь П.А., Ильюшенко А.Ф., Хейфец М.Л., Баринов С.М. Системное описание структуры наноматериалов. Ч.1.//*Материаловедение*, 2012. №9.С.37-45; Ч.2.//*Материаловедение*, 2012. №10.С.33-38.
3. Колмаков А.Г., Алымов М.И. Особенности свойств наноматериалов и основные направления их использования. //

Перспективные материалы, 2006. №5. С.5-13.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ INCONEL 52 И INCONEL 52 MSS

СЕМЕРЕНКО Ю.А.¹, СКИБИНА Л.В.¹, ЮЩЕНКО К.А.²

¹*ФТИНТ им. Б.И. Веркина НАНУ, г. Харьков, Украина, e-mail: semerenko@ilt.kharkov.ua*

²*Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина*

Сплавы Inconel 52 и Inconel 52 MSS на основе системы NiCrFe используется в качестве присадочных сварочных материалов для сварки изделий из сплава Inconel 690, а также разнородных соединений из сплавов семейства Inconel и Incoloy с углеродистыми, низколегированными и нержавеющей сталями. Применение этих материалов позволяет получать высокопрочные соединения устойчивые к радиационной и химической коррозии.

В настоящей работе впервые методом механической резонансной спектроскопии на частоте 400 Гц в амплитудно-независимой области звуковой деформации $\sim 10^{-7}$ изучены температурные зависимости акустического поглощения δ и динамического модуля Юнга E сплавов Inconel 52 и Inconel 52 MSS в области температур 77-390 К.

Образцы для исследования были получены автоматической аргонодуговой многопроходной наплавкой. Для акустических измерений из полученных массивных

слитков электроискровой резкой с последующей механической шлифовкой и полировкой вырезались тонкие пластины размером 20x3x0.2 мм. Химический состав изученных сплавов приведен в таблице.

	Содержание элементов, wt. %													
	C	Mn	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	S	P	Ti	Al	Si	Cu	Mo-Nb
In 52	0.026	0.24	58.82	28.91	10.53	0.03	0.04	<0.001	<0.004	0.55	0.66	0.15	0.02	0.07
In 52 MSS	0.023	0.31	осн.	29.49	8.49	2.51	3.51	0.0005	0.004	0.18	0.13	0.11	0.05	6.10

Изгибные колебания консольно закрепленного образца возбуждались электростатическим методом. Акустические измерения проводились в отсутствие внешнего магнитного поля. Температура стабилизировалась с точностью <50 мК при помощи Cu-константановой термопары и изменялась со скоростью ~ 1К/мин.

Результаты измерения приведены на рисунке.

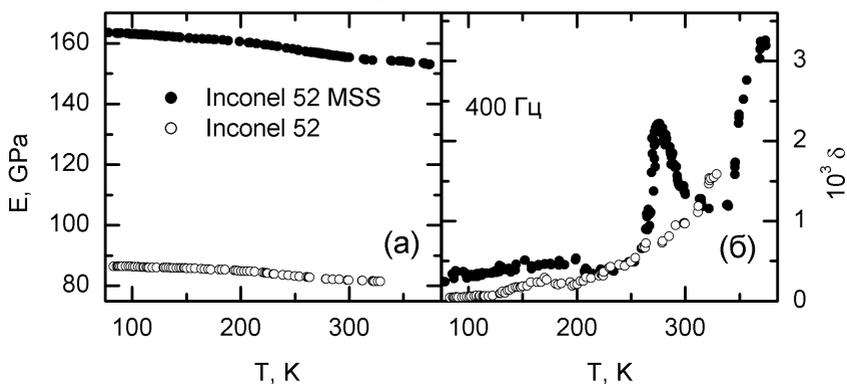


Рис. Температурные зависимости модуля Юнга E_1 (а) и логарифмического декремента колебаний δ (б) сплавов Inconel 52 и Inconel 52 MSS.

Установлено, что при повышении температуры динамический модуль Юнга образцов монотонно понижается, а поглощение возрастает. Также на температурных зависимостях акустического поглощения и модуля обнаружены характерные особенности, их природа в настоящее время обсуждается.

Отсутствие на полученных температурных зависимостях акустических свойств особенностей, характерных для структурно-фазовых превращений, свидетельствует о стабильности структуры изученных сплавов в исследованном интервале температур.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА АКУСТИЧЕСКИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА

$Al_{0.5}CoCuCrNiFe$

СЕМЕРЕНКО Ю.А.¹, ТАБАЧНИКОВА Е.Д.¹, САЛИЩЕВ Г.А.³, ТИХОНОВСКИЙ М.А.²,

ЛАКТИОНОВА М.А.¹, ТИХОНОВСКАЯ Т.М.², КОЛОДИЙ И.В.², ТОРТИКА А.С.²,

СТЕПАНОВ Н.Д.³, ШАЙСУЛТАНОВ Д.Г.³, ШУМИЛИН С.Э.¹

¹ФТИНТ им. Б.И. Веркина НАНУ, г. Харьков, Украина, ²ННЦ ХФТИ НАНУ, г. Харьков, Украина

³НИУ БелГУ, г. Белгород, Россия

Новым перспективным направлением создания высокопрочных, термически стабильных металлических материалов является разработка многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов). Микроструктура таких сплавов часто состоит из одного или нескольких многокомпонентных твердых растворов замещения, что обеспечивает формирование привлекательного комплекса механических свойств, а замедленная диффузия обеспечивает высокую термическую стабильность.

В данной работе изучено влияние отжига на акустические, механические и структурные свойства сплава $Al_{0.5}CoCrCuFeNi$ в области температур от 300 до 0.5 К.

Исходные образцы сплава получали сплавлением компонентов чистотой не хуже 99.9%. Металлографические исследования шлифов показали отсутствие макроскопической ликвации в слитках. Фактический состав изученного образца (вес. %): Al 4.46%; Co 19.48%; Cu 21.01%; Cr 17.18%; Ni 19.4%; Fe-18.46%. Плотность 7.979 г/см³.

Структурные исследования выполнены методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа, и сканирующей электронной микроскопии с использованием рентгеновского микроанализатора. Литой сплав имеет ГЦК решетку с типичной дендритной микроструктурой (параметры решеток: дендриты $a=3.596\pm 1\cdot 10^{-3}\text{ \AA}$; междендритные промежутки $a=3.625\pm 3\cdot 10^{-3}\text{ \AA}$).

Установлено, что дендриты, обогащены железом, хромом и кобальтом (более 20 ат.% каждого), и обеднены медью (менее 10%), а междендритные промежутки, обогащены медью ($\approx 65\%$) и практически не содержат железо, хром и кобальт (менее 4%). В междендритных промежутках содержание алюминия повышено до $\sim 15\%$, что приводит к увеличению параметра ГЦК решетки. Также на границе между дендритными и междендритными областями можно обнаружить отдельные области, близкие по составу к междендритным прослойкам, но содержащие меньше меди ($\sim 47\%$) и значительно более высокое количество никеля, железа, хрома и кобальта.

Акустические измерения выполнены методом механической резонансной спектроскопии на частоте изгибных колебаний 530Гц в амплитудно-независимой области деформации $\varepsilon\sim 10^{-7}$, измерены температурные зависимости декремента колебаний δ и динамического модуля Юнга E . Установлено, что при повышении температуры от 4.2К до 320К динамический модуль Юнга сплава монотонно понижается от 194 ГПа до 182 ГПа, а поглощение возрастает. Отжиг при 1243 К в течение 6 ч с последующим медленным охлаждением образца приводит к увеличению на 20 % динамического модуля Юнга, а также к появлению при температуре $\sim 230\text{ К}$

пики акустического поглощения.

Установлено, что отжиг приводит к изменению структурно-фазового состава сплава. Состав дендритных областей остаётся практически неизменным, тогда как в междендритных областях происходит снижение содержания меди и алюминия и повышение содержания остальных элементов. Также, преимущественно на границах между дендритными и междендритными областями, происходит образование частиц, обогащенных никелем ($\approx 30\%$), алюминием ($>20\%$) и медью ($>20\%$). Эта фаза имеет упорядоченную кристаллическую решетку типа В2.

Измерения механических свойств выполнены при деформации сжатием. Установлено, что во всем температурном интервале в сплаве наблюдаются высокие значения прочности и пластичности. Величина условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ при повышении температуры от 4.2 до 300К изменяется значительно сильнее (от 700 до 430МПа, т.е. на 38.5 %), чем величина модуля Юнга (на 6%). При температурах ниже 15 К обнаружено изменение характера пластического течения от плавного к скачкообразному. В интервале температур 4.2К – 0.5К в литых образцах обнаружена аномальная температурная зависимость условного предела текучести: $\sigma_{0.2}$ уменьшается от 700МПа при 4.2 К и до 570МПа при 0.5 К. В отожженном состоянии эта аномалия не наблюдается.

Отмеченные различия в свойствах и поведении литых и отожженных образцов связываются со структурно-фазовыми превращениями, происходящими при отжиге, в частности с образованием выделений ОЦК фазы в ГЦК матрице.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛЕГКОПЛАВКИХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ И ОКСИДНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ

Скачков В.М., Яценко С.П.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела Уральского отделения Российской академии наук. E/mail: yatsenko@ihim.uran.ru

Представлены механические, термические и адгезионные свойства семейства композиционных материалов на основе многокомпонентных галлиевых, индиевых и висмутовых сплавов с порошками металлов и инертными наполнителями.

Сплавы готовят смешением навесок компонентов в тиглях при температуре плавления наиболее тугоплавкого компонента, с последующим удалением оксидных пленок и примесей фильтрованием через фильтр Шотта (№1). Смешение жидкого сплава с порошками (металлов, сплавов, соединений) осуществляли в ампулах (фторопласт) вставляемых в амальгаматор (Z-1B) с экспозицией 20 секунд. Полученные пасты использовали для получения образцов (\varnothing -3 мм, $h \geq 5$ мм; лент после прокатки; либо соединений изделий из разнородных материалов). Время технологичности паст до 30 минут. Для составов на основе галлиевых сплавов можно использовать их замораживание в холодильнике. В этом случае время технологичности пасты может достигать до одного месяца. Термическая обработка составов не превышала 150°C. После термической обработки диффузионно-твердеющие составы имеют температуру распая выше 600°C.

Активированные порошки сплавов (Cu-Sn+Ag) могут затвердевать при температуре тела пациента в приемлемых временных интервалах с пределом прочности, МПа: через 1 час – 160, через 24 часа – 400 (Металлодент-С, Патент РФ

№ 2024251). Введение порошков ряда оксидных соединений и некоторых металлов (Zr, Hf и др.) снижает микротвердость композита, HV, ед.тв.: до 100-200, по сравнению с контрольным образцом (30% Ga-In-Sn + порошок 40 мкм Cu-Sn) имеющим значение >400. На прочность соединений влияет также использование металлических порошков хранящихся на открытом воздухе. Введение в жидкий сплав компонентов с более низким коэффициентом термического расширения (КТР) позволяет манипулировать им в широких пределах от $\sim 20 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ до более низких значений (SiO₂ до $12 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹). Использование гетеродисмических соединений (диванадат меди, Cu₂V₂O₇), имеющий отрицательный или близкий к нулевому объем термического расширения в интервалах температур до 400°C, позволяет приблизить КТР к значениям близким к нулю (Патент РФ № 2438844). Пределы прочности на отрыв (σ_B , МПа) составов на основе легкоплавких сплавов (1) Bi-Pb-In-Sn-Cd-Ga ($t_{пл} \sim 40^\circ\text{C}$), (2) Bi-Sn-In-Pb-Ga ($t_{пл} \sim 47^\circ\text{C}$), обладающих хорошей смачивающей способностью с металлами и сталью, с порошками медных сплавов, для неметаллических материалов имеют значения: стекло-стекло 2,0-4,0 (1) и 8,0-9,0 (2), образцы алюмооксидной керамики 3,0-4,0 (1) и 6,0-8,0 (2), соответственно. Нанесение электрохимических или методом дистрикции соединений покрытий на сочленяемые образцы позволяет точно регулировать толщину спая пластин (включая полупроводниковые) и избежать «непропая» больших поверхностей (Патент РФ № 2442680). Протекание химического взаимодействия в системах определяет смачивание и межфазную энергию границы раздела фаз. Титан начинает взаимодействовать с галлием при 700°C, а с индием при 350°C, что приводит к растеканию их на подложке. Создание промежуточного слоя (диффузионного барьера), содержащего элемент внедрения, химически взаимодействующего как с компонентами матрицы так и подложкой – основа прочного соединения деталей.

Низкая температура соединения, регулируемое значение КТР, хорошая смачивающая способность, пастообразная консистенция и возможность использования готового состава в виде фольги позволяют исключить в процессе эксплуатации растрескивание, окисление, деформацию штампованных изделий и проводить соединение конструкций из разнородных материалов.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛУЧЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ И НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

СМОЛЯНСКИЙ А.С.¹, ШПЕЙЗМАН В.В.², ЯКУШЕВ П.Н.², ШВЕДОВ А.С.¹, САЛЬКО А.Е.³

¹Россия, ОАО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», assa@nifhi.ru

²Россия, ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, shpeizm.v@mail.ioffe.ru

³Россия, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, zaovir@rambler.ru

Повышение качества прогноза радиационной стойкости полимерных и наноконпозиционных материалов по деформационно-прочностным свойствам является актуальной проблемой при проведении радиационных испытаний [1]. Как известно [2], большинство радиационно-индуцированных процессов являются нано-/микромасштабными, поэтому применение высокочувствительного метода регистрации деформаций твёрдых тел – лазерной доплеровской деформометрии (ЛДД)[3], который позволяет контролировать перемещения на масштабах $\sim 0,1$ мкм, - для изучения микродеформации облученных полимерных и наноконпозиционных материалов, представляется перспективным подходом для установления механизмов, определяющих радиационную стабильность твёрдых тел.

В настоящем сообщении рассмотрены результаты изучения деформационного поведения γ -облученных (^{60}Co) при комнатной температуре, в вакууме и на воздухе, до различных доз полимерных (полиметилметакрилат (ПММА), политетрафторэтилен (ПТФЭ)) и нанокomпозиционных материалов (древесно-полимерные композиты (ДПК)).

В случае ПММА установлено наличие корреляции между дозными зависимостями накопления макрорадикалов и изменением деформационно-прочностных свойств полимера, установленным методом ЛДД. При этом обнаружены скачки скорости ползучести облученного ПММА в области пластичности, которые имеют стохастическую природу и могут быть отнесены к классу фликкер-шумовых случайных процессов.

Изучены радиационно-индуцированные изменения деформационно-прочностных свойств, как необлученных, так и гамма-облученных в диапазоне от 5 до 30 кГр на воздухе, при комнатной температуре, образцов ПТФЭ. Обнаружено разрушение полимерных образцов, облученных до доз от 20 до 30 кГр. Установлено, что величина поперечной деформации для облученного ПТФЭ снижается в три раза по сравнению с необлученным полимером. Обнаружена тенденция к снижению величины модуля Юнга с увеличением поглощённой дозы. Напротив, величина предела вынужденной эластичности слабо зависит от дозы. Впервые обнаружены микрофлуктуации скорости ползучести на стадии пластической деформации ПТФЭ. Амплитуда флуктуаций может достигать $\sim 1,0$ мкм/с. Методом фликкер-шумовой спектроскопии установлено, что случайный процесс возникновения микрофлуктуаций скорости ползучести ПТФЭ не является фликкер-шумом.

Впервые обнаружен эффект радиационной модификации высоконаполненных ДПК, (соотношение древесина/полиэтилен (ПЭ) – 80/20), полученных методом экструзии, гамма-облученных до доз ~ 100 кГр на воздухе, при комнатной температуре. Установлено, что в результате радиационной обработки долговечность образцов ДПК может возрастать в 3 – 3,5 раза.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 12-08-00437, 14-07-00025), с использованием оборудования Центра коллективного пользования (ЦКП) «Гетероструктурная СВЧ-электроника и физика широкозонных полупроводников» НИЯУ МИФИ и ЦКП «Микроанализ» Технопарка Сколково.

Список использованных источников

1 ГОСТ Р 25645.332-94 Материалы полимерные для космических аппаратов с ядерным реактором. Требования к проведению радиационных испытаний.

2 Смолянский А.С., Плотников В.Г., Алфимов М.В. // Радиационно-химические методы и технологии синтеза наночастиц и наноматериалов // Всероссийская конференция "Физико-химические аспекты технологии наноматериалов, их свойства и применение", Всероссийская школа научной молодёжи "Актуальные проблемы современной физической химии", Всероссийская школа научной молодёжи "Современные аспекты твердотельной электрохимии", Всероссийская школа-семинар студентов, аспирантов и молодых учёных "Научный потенциал - XXI". Избранные труды. - Обнинск: ООО "Росинтал", 2011. - С. 174 - 187

3 Песчанская Н.Н., Шведов А.С., Смолянский А.С. // Скачкообразная деформация γ -облученного полиметилметакрилата // Физика твёрдого тела. – 2009. – Т. 51, № 6. – С. 1218 – 1222

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК НАНОПОРОШКА НА СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$

СОКОВНИН С.Ю., ИЛЬВЕС В.Г., ХРУСТОВ В.Р., ЗАЯЦ С.В.

Россия, Институт электрофизики УрО РАН, sokovnin@ier.uran.ru

В настоящей работе исследовали влияние малых добавок нанопорошка на процесс синтеза и механические свойства керамики из $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$ (YSZ). Изготавливались смеси из микронного порошка Сибирского химкомбината YSZ (9,5 мол.% Y_2O_3) и нанопорошка (НП) YSZ, полученного испарением импульсным электронным пучком в вакууме. В результате электронного испарения спеченных мишеней из микронного порошка с удельной поверхностью 7,5 м²/г получался трехфазный НП YSZ с удельной поверхностью 270 м²/г, с содержанием мелкокристаллической фазы около 70% от объема со средним размером кристаллитов 3,8 нм, что позволяло рассчитывать на улучшение параметров спекания керамики счет высокой реакционной вводимой добавки НП. Добавки НП в микронный порошок составляли 1 и 3 масс.%. Смеси приготавливались смешиванием суспензий данных порошков в изопропиловом спирте с ультразвуковой обработкой суспензий для улучшения однородности смесей. Затем образцы высушивались при температуре 70-80 °С в роторном испарителе и прокаливались в течении 1 часа при температуре 100 °С в сушильном шкафу. После этого проводилось изготовление прессовок из порошков. Усадка керамики YSZ при спекании исследовалась с помощью автоматического dilatометра Netzsch 402С. Из смесей микро и нано порошков магнитно-импульсным прессованием изготавливались образцы прессовок в форме дисков диаметром 8 мм, толщиной 2-3 мм и плотностью в диапазоне 65-68% от теоретической. Измерялось изменение длины образцов (усадка) вдоль оси прессования при нагревании со скоростью 5°С/мин в интервале температур от 20 до 1500°С в воздушной атмосфере с расходом газа 100 л/ч.

Установлено, что при введении добавок НП существенно улучшалась спекаемость исходного микронного порошка (см.Табл.1). Понижались температуры, при которых длина образца максимальная, температуры начала спекания, температуры, при которой достигалась максимальная скорость усадки, повышалась скорости усадки. Температурные параметры зависели от величины добавки, с ростом добавки параметров увеличивались. Понижаются температуры при которой длина образца максимальна (t_p), температуры начала спекания (t_{onset}), температуры, при которой скорость усадки максимальна (t_{vm}), повышаются скорости усадки (v_m).

Таблица 1. Характеристики образцов перед спеканием, после него и их усадки.

Обр.	ρ_0 , г/см ³	ρ_{cer} , г/см ³	ρ_0 , rel %	ρ_{cer} , rel %	l/l_0 $t < t_p$ x100	l/l_0 $t > t_p$ x100	t_p , °С	t_{onset} , °С	t_{vm} , °С	v_m , x1000 л/мин	v_e , x1000 л/мин
микро	4.03	4.86	68.8	83.1	2.93	-6.48	1018	1100	1500	-1.37	-1.37
микро	3.94	4.93	66.5	86.2	1.75	-5.31	1080	1156	1500	-1.33	-1.33
+1% нано	3.71	5.20	67.3	84.3	1.72	-6.77	1088	1132	1449	-1.68	-1.47
+3% нано	3.89	5.04	63.5	88.9	1.45	-8.15	1063	1128	1432	-1.70	-1.44

Примеч.: ρ_0 -плотность прессовок; ρ_{cer} - плотность, $\Delta l/l_0 = (l-l_0)/l_0$; t_p – температура, при которой длина образца максимальна; t_{onset} – температура начала усадки; v_m - скорость усадки; t_{vm} - температура, при которой скорость усадки максимальна; v_e - скорость усадки в конце нагрева.

Полученные данные свидетельствуют о положительном влиянии добавок нанопорошка на свойства керамики: так как добавки улучшили спекаемость материала, соответственно, возросли плотность и прочность керамики.

ОСОБЕННОСТИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РЕАКЦИОННОМ СПЕКАНИИ И ИХ ЗНАЧЕНИИ В ПОВЫШЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ДРУГИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Солнцев В.П., Скороход В.В., Солнцева Т.А., Петраш К.Н.

*Украина, Институт Проблем Материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,
e-mail: SolntcevVP@gmail.com*

Технология порошковой металлургии, не смотря на более широкие возможности управления структурой и свойствами материалов, формирования у них особых функциональных свойств имеет существенные недостатки, связанные со значительно низкими значениями пластичности, ударной вязкости и усталостной прочности по сравнению металлами и сплавами, полученными традиционными металлургическими методами. Это обусловлено сохранением наследственности от исходной порошковой системы, сохранением на границах кристаллитов повышенного содержания примесей внедрения и другого рода дефектов. Они сохраняются даже при достижении максимальной плотности материалов и трудно устраняются при использовании термомеханической обработки. В этой связи несомненный интерес привлекают неравновесные методы и процессы, при которых физико-химическая система забывает свое начальное структурное состояние [1]. К таким процессам относится реакционное спекание, при котором релаксация накопленной химической энергии идет на процессы преобразования исходной структуры порошкового тела и соответственно разрушения его наследственных структурных дефектов. Экспериментальное и теоретическое исследование реакционных процессов позволило установить их синергетический характер[2,3], обуславливающий многовариантность поведения. Имеет место существование различных по характеру термокинетических траекторий развития реакционного процесса.[4]. В случае автоколебательной траектории наблюдается активное уплотнение реакционной композиции, вплоть до теоретической плотности. При этом наблюдается автодиспергирование структуры. В случае режимов, имеющих траектории с самообострением, наблюдается появление макропористости., что связано с коагуляцией микропор, возникших в результате униполярного растворения тугоплавкого компонента в эвтектической или перитектической жидкости. Использование методов торможения процесса коагуляции позволило также эффективно использовать реакционные процессы с самообострением для активного спекания композиций.

Исследование механических свойств материалов, полученных реакционным спеканием, показало существенное повышение пластичности у дисперсно-упрочненных никелевых сплавов, так удлинение составило 37-42 %, что превышает существенно эту характеристику сплава-аналога полученного традиционной металлургией и не имеющего упрочнителя инертного оксида иттрия. Аналогичные результаты были получены и на других классах материалов.

1.Николис Г. Самоорганизация в неравновесных системах / Г. Николис, И. Пригожин. - М.:Мир,1979.-512 с.

2. Солнцев В.П. Термохимическая кинетика гетерогенных процессов в порошковых системах различной физико-химической природы / В. П. Солнцев, В. В. Скороход, Т. А. Солнцева // Космический вызов 21 века. Химическая и радиационная физика. Под ред. Ассовского И.Г.- М:ТОРУС ПРЕСС, 2011.- Т.4. – С.170-174

3. Солнцев В.П. Термокинетическая модель и механизм реакционного взаимодействия, инициированного перитектическим плавлением /В.П.Солнцев, В.В.Скороход // Доп. НАНУ - 2009 - №11 - С. 91-97.

4. Солнцев В.П. Коллективные процессы при реакционном спекании с участием жидкой фазы / В.П. Солнцев, В.В. Скороход, Т.А. Солнцева. // Порошковая металлургия 2010.- №3/4.- С. 22 - 29.

МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЯ КОМПОЗИТОВ ПРИ ТРАНСВЕРСАЛЬНОМ И СДВИГОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Солодилов В.И., Корохин Р.А., КУПЕРМАН А.М.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической физики им. Н.Н. Семёнова РАН, viva@chph.ras.ru

Прочность композитов в трансверсальном направлении (перпендикулярном основной ориентации волокон) и при межслойном сдвиге одна из важнейших характеристик материалов. Эта величина не связана с прочностью волокон и зависит в основном от адгезионных и когезионных свойств полимерной матрицы, находящейся в сложном напряженном состоянии. Прочность при межслойном сдвиге в десятки раз ниже прочности материала в направлениях армирования.

Исследования проводились на сегментах, вырезанных из кольцевых образцов диаметром 150 мм и тонкостенных трубках диаметром 20 мм. Испытания на сдвиг осуществляли методом «короткобалочного» сдвига. Значение максимальных касательных напряжений, рассчитанное по нагрузке в момент разрушения образца расслоением, принимается за значение сдвиговой прочности.

Приравнивая нагрузки P для касательных и нормальных напряжений, получим значение l/h , при котором равновелика вероятность разрушения образцов по тому и другому механизму:

$$\frac{l}{h} = \frac{\sigma_{изг}}{2\tau_{сдв}}$$

т.е. при l/h меньше этой величины преобладает разрушение от межслойного сдвига, в другом случае – от изгиба. Разрушение от межслойного сдвига наблюдается в диапазоне l/h от 3 до 12, от изгиба - при $l/h > 20$. При $l/h < 3$ материал разрушается от смятия и среза.

Испытание тонкостенных однонаправленных трубок на растяжение, сжатие и кручение вдоль оси – наиболее корректный и весьма трудоемкий, метод измерения трансверсальных и сдвиговых свойств композитов. Этот метод позволяет определить другие характеристики композитов – трансверсальный модуль E_{tr} и модуль сдвига G .

В таблице сопоставляются трансверсальные и сдвиговые свойства нескольких материалов, измеренные различными методами.

Трещиностойкость армированных пластиков является очень важной эксплуатационной характеристикой композитов. У армированных пластиков способность к пластической деформации очень ограничена. При эксплуатационных

воздействиях, например при ударе, энергия в значительной мере поглощается за счет возникновения областей межслоевого разрушения.

Таблица

Прочность однонаправленных образцов композитов в трансверсальном направлении и при сдвиге

Материалы	Сдвиг при кручении		Короткобалочный сдвиг, $l/h=7$	Растяжение в трансверсальном направлении	
	$\tau_{сдв}$, МПа	G, ГПа	$\tau_{сдв}$, МПа	$\sigma_{тр}$, МПа	$E_{тр}$, ГПа
Стеклопластики: - волокно ВМП	50-70	6.0-7.0	60-80	50-60	1.5-2.0
Органоластики: - волокно СВМ	40-50	2,3	50-60	20-30	0,45-0,5
- волокно Кевлар	30-40	1.9-2.0	40-50	10-20	0.46
Углеродистые: - волокно ВМН-4	30-40	3,5-4,0	30-50	30-40	1,0

В качестве характеристики трещиностойкости использовали удельную вязкость разрушения – энергию, рассеиваемую при образовании новой поверхности. Это т.н. критерии G_c , которые определяют при действии как нормальных (G_{Ic}), так и касательных напряжений (G_{IIc}).

Расщепление двухконсольной балки силами, направленными перпендикулярно ее поверхности один из стандартных методов определения G_{IIc} . В работе рассматривается влияние концентрации полисульфона в эпоксиполисульфоновой матрице на трещиностойкость композитов.

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Сорока Е.Б.¹, Родичев Ю.М.¹, Клименко С.А.², Ковалев В.Д.³, Васильченко Я.В.³

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

²Украина, Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины,

³Украина, Донбасская государственная машиностроительная академия

Необходимость обеспечения прочности и работоспособности твердосплавного инструмента при обработке на тяжелых станках обуславливает перспективность применения методов объемной модификации инструментальных материалов. Известно, что обработка импульсным магнитным полем (ОИМП) способствует снижению остаточных напряжений, повышению однородности структуры быстрорежущих сталей, повышает прочность и эксплуатационные характеристики инструмента. Данные о влиянии ОИМП на механические характеристики твердых сплавов ограничены. Еще меньше результатов оценки конструкционной прочности и эксплуатационных характеристик сменных твердосплавных режущих пластин, модифицированных этим методом.

В работе исследовано влияние ОИМП на конструкционную прочность пластин из твердых сплавов Т5К10, Т15К6, ВК8, которые применяются в инструментах при

черновой и получистовой обработке на тяжелых станках. В этих условиях до 60...80 % отказов инструмента обусловлены выкрашиванием и поломкой пластин из-за их недостаточной прочности.

С позиций конструкционной прочности хрупких материалов, разработана и реализована методика комплексной оценки механических и эксплуатационных характеристик твердосплавных пластин. Она включала оценку прочности пластин на изгиб со стороны передней и задней поверхностей инструмента, оценку характера и причин их разрушения по результатам фрактографии изломов. Прочностные свойства инструмента с пластинами оценивались также методом «ломающей подачи» при испытаниях на тяжелых токарных станках.

Анализ фокусов разрушения на поверхностях изломов показал, что источниками разрушения при изгибе являются преимущественно краевые технологические дефекты структуры, формирующие поверхностные микротрещины по границам конгломератов зерен. Выявлено повышение структурной однородности и уменьшение рельефности излома модифицированных пластин. Фрактографические исследования обнаружили уменьшение в 2,5...3 раза толщины поверхностного дефектного слоя. В наиболее прочных пластинах с однородной структурой при нагрузках близких к предельным отмечено формирование, наряду с магистральной микротрещиной, системы близко расположенных трещин, находящихся на стадии устойчивого докритического роста.

Результаты мультифрактального анализа структуры сплавов Т5К10, ВК8 в исходном и модифицированном состоянии показали увеличение параметров однородности и упорядоченности. Установлено, что значения мультифрактальных параметров структуры зависят от режимов ОИМП и коррелируют со скоростью изнашивания инструмента при точении с ударом.

Показано, что ОИМП повышает предел прочности твердосплавных пластин на изгиб до 27 % в зависимости от режима обработки, материала и конструкции инструмента. Испытания режущего инструмента, оснащенного твердосплавными пластинами, методом «ломающей подачи» показали увеличение периода стойкости до разрушения на 17 % при уменьшении на 34 % коэффициента его вариации. Выполнена также прогнозная расчетно-экспериментальная оценка повышения предела выносливости и усталостной долговечности модифицированных пластин на основе предложенных нелинейных зависимостей между пределом выносливости и пределом прочности твердых сплавов вольфрамкобальтовой и титанокобальтовой групп.

Для оперативной оценки эффективности модификации твердосплавных пластин по показателям износа и разрушения оснащенного ими инструмента разработана оригинальная методика, предусматривающая испытания в условиях высокого контактного давления с трением при повышенных температурах с использованием оборудования и оснастки, применяемых при обработке резанием. При испытаниях инструмента с пластинами из сплава ВК8 в исходном и модифицированном состоянии, когда в качестве контртела использовалась массивная цилиндрическая заготовка, а геометрические параметры инструмента обеспечивали минимальное стружкообразование, установлено, что площадь поверхности полуэллиптических фасок, образованных на задней поверхности инструмента с модифицированными пластинами, на 30...33 % меньше площади поверхности фасок, характерных для инструмента с пластинами в исходном состоянии.

Полученные результаты позволяют оценить влияние ОИМП и оптимизировать режимы обработки по параметрам прочности и работоспособности инструмента.

СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ МНОГОКРАТНОЙ КОВКЕ И ОТЖИГУ

СОРОКОПУДОВА Ю.В., ТИХОНОВА М.С., БЕЛЯКОВ А.Н.

Россия, ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Julia487@yandex.ru

Целью данной работы является исследование влияния температуры интенсивной пластической деформации (ИПД) и отжига на структурные параметры и устойчивость к межкристаллитной коррозии (МКК) аустенитной нержавеющей стали.

Материалом исследования была аустенитная нержавеющая сталь S304H следующего химического состава: Fe – 0,10 %С – 18,2%Cr – 7,85%Ni – 3%Cu – 0,50%Nb – 0,008%В – 0,12%N – 0,95%Mn – 0,10%Si со средним размером зерен 7 мкм. Образцы аустенитной стали после закалки (1100°C, 30 мин, в воду) подвергались ИПД методом всесторонней ковки. Метод заключался в многократной ковке осадкой при температурах 500, 600, 700, 800°C с поворотом образца на 90° при каждой осадке. Истинная степень деформации за один проход составляла 0,4; суммарная истинная степень деформации составила 4. Образцы, подвергнутые ИПД при 500 и 800°C были отожжены при температуре 800°C в течение 30 минут. Испытание на стойкость стали S304H к межкристаллитной коррозии проводилось по методике потенциодинамической реактивации, используя электролит 0.5 М H₂SO₄ + 0.01 М KSCN при температуре 30±1 °С, со скоростью развертки 3 мВ/с. Расчет плотности тока производился в программе IPC-Сontract-M. Образцы стали S304H после испытаний на устойчивость к межкристаллитной коррозии исследовали с помощью растрового ионно-электронного микроскопа Quanta 200 3D.

После многократной ковки в экспериментальных образцах стали сформировалась субмикроструктурная структура. Микроструктуры деформации почти полностью состоят из равноосных зерен. Размер динамически рекристаллизованных зерен уменьшается с уменьшением температуры деформации. Средний размер зерен в образцах после ИПД при 800 °С 0,69 мкм, а в образцах после ИПД при 700 °С 0,3 мкм. При температурах ИПД 600 и 500 °С средний размер зерен достигает 0,2 и 0,1 мкм соответственно.

Структура образцов после многократной ковки при температуре 800°C стабильна против роста зерна в течение последующего отжига при 800°C. После 30 минут отжига средний размер зерен составил 0,78 мкм. С другой стороны, в образцах после многократной ковки при 600°C размер зерен при отжиге увеличился в три раза, с 0,2 до 0,68 мкм.

Сопrotивление МКК может быть оценено по отношению заряда реактивации к заряду активации. В образцах после многократной ковки при 800°C отношение зарядов не превышает значения 0,11, которое считается пределом для коррозионностойких сталей. Это свидетельствует о стойкости стали к МКК. В образцах после многократной ковки при 500-700°C отношение зарядов превышает значение 0,11, особенно в образце после ковки при 600 °С, он наиболее подвержен МКК. Поверхности этих образцов сильно повреждены коррозией. Образцы стали, подвергнутые ИПД, а затем отожженные при 800°C характеризуются низкой восприимчивостью к МКК. Отношение зарядов практически равно нулю. Отсутствие пиков реактивации свидетельствует о стойкости стали к МКК.

Таким образом, отжиг ультрамелкозернистой стали после многократной ковки при температурах 500-800°C повысил их коррозионную стойкость. Подавление

восприимчивости к МКК после отжига очевидно связано с выравниванием химического состава по всему образцу и удалением зон вдоль границ зерен, обедненных по хрому.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Соснин К.В., Райков С.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,
romov@physics.sibsiu.ru*

Цель работы – анализ структуры поверхностного слоя системы титан-иттрий, сформированной при комбинированной обработке, включающей электровзрывное легирование и последующую электронно-пучковую обработку.

Электровзрывное легирование титаном и иттрием поверхности технически чистого титана плазмой приводит к формированию многослойной структуры. На поверхности легирования формируется покрытие с высокоразвитым рельефом, элементами которого являются микрокапли, наплывы металла, микропоры и микротрещины.

Обнаруженные элементы распределены по поверхностному слою весьма неоднородно. Наиболее неоднородно в поверхностном объеме материала распределен иттрий, концентрация которого от области к области может различаться в (5...8) раз.

Существенно неоднородная многослойная структура выявляется и при анализе поперечных шлифов легированного материала. Как правило, выявляется три слоя, отличающихся морфологией и размерами структурных элементов. Наиболее грубой структурой характеризуется поверхностный слой I, слой III, примыкающий к слою термического влияния подложки IV, является наиболее дисперсным.

Облучение поверхности электровзрывного легирования высокоинтенсивным электронным пучком приводит к плавлению поверхностного слоя. Вследствие этого сглаживается рельеф поверхности образца, практически полностью исчезают микропоры, однако микротрещины остаются. На поверхности облучения формируется структура островкового типа. Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что основной объем поверхностного слоя обогащен иттрием, островки размерами от 10 до 40 мкм обогащены титаном. В объеме островков и в разделяющих их промежутках присутствуют глобулярные включения, размеры которых изменяются в пределах от 100 до 300 нм. В первом случае это включения иттрия, во втором – титана. Анализируя результаты, представленные на рис. 5, можно отметить, что включения иттрия располагаются упорядоченным образом, оконтуривая области титана (возможно, зерна) размерами от 0,5 до 1,5 мкм.

Островки, обогащенные титаном, являются продуктом эвтектического превращения сплава, обогащенного титаном. Концентрация иттрия в островках несколько ниже и составляет ≈ 12 ат. %.

Весьма часто граница раздела островков, обогащенных титаном, является местом зарождения эвтектики титан/иттрий пластинчатого типа. Поперечные размеры элементов пластинчатой эвтектики изменяются от 200 до 300 нм.

Методами микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что концентрация иттрия в эвтектике составляет ≈ 85 ат. %, титана ≈ 15 ат. %. Плавление высокоинтенсивным электронным пучком поверхностного слоя системы

титан/иттрий, сформированной при электровзрывном легировании, сопровождается диспергированием структуры не только поверхности облучения, но всего объема легирования толщиной от 30 до 40 мкм. Особенно существенным образом модифицируется структура поверхностного слоя толщиной от 10 до 15 мкм. Модификация поверхности титана комбинированным методом сопровождается многократным повышением механических и трибологических свойств материала. Микротвердость поверхностного слоя толщиной ≈ 20 мкм увеличивается в ≈ 3 раза по сравнению с подложкой, коэффициент трения легированного слоя снижается более чем в ~ 2 раз, скорость изнашивания уменьшается более чем в $\sim 2,8$ раз.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ и проекта РФФИ № 13-08-98084_p-а-сibirь.

ВЛИЯНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ НАНОКРЕМНЕЗЁМОВ НА ПРОЧНОСТЬ, ТЕРМО- И ХИМСТОЙКОСТЬ НАПОЛНЕННОГО ИМИ (1 МАС%) ЭПОКСИПОЛИМЕРА

СТАРОКАДОМСКИЙ Д., ТКАЧЕНКО А., ГАРАЩЕНКО И.

Институт Химии Поверхности им.акад.А.А.Чуйко, г.Киев, stard6@mail.ru

Актуален вопрос о влиянии малых добавок ПНК, в частности при варьировании его удельной поверхности. При наличии позитивных влияний 0,5 – 1,5 мас% ПНК в полиэпоксиде, возможным становится производство усиливающих добавок и усиленных эпоксидных клеев украинского производства. В связи с рядом известных ограничений чистых эпоксидных полимеров по прочности, термо- и сольвентостойкости, данные материалы оказываются востребованы ведущими отраслями.

Из таб.1 видно, что введение 1 мас% ПНК малозначимо для прочности композита. Прослеживается слабовыраженная закономерность роста прочностных свойств с ростом удельной поверхности (с 50 до 455 м²/г).

Таб.1. Прочность на адгезионный сдвиг (нагрузки Т разрушения в кгс клеек стеклопластика площадью 3 см²) и степень роста её после наполнения (в %).

	Н (нет ПНК)	A50	A100	A300	A455
Адгез.сдвиг	220 (100%)	215 (98%)	200 (98%)	230 (105%)	230 (105%)
Адгез.отрыв	430 (100%)	-	430 (100%)	-	500 (116)
Сжигание	455 (100%)	-	460 (101%)	465 (102%)	-

Из таб.2 видно, что введение 1 мас% аэросилов, независимо от дисперсности, способно задержать начало активной термодеструкции (10-20%-й рост температуры желтения и бурения, 5-10% рост температуры почернения образца), но на температуру окончательного разложения не влияет. *Таким образом, с ростом удельной поверхности ПНК термостойкость растёт, и это наиболее заметно на начальных стадиях термообработки.*

Из рис.1 прослеживается интересная зависимость набухания композита от удельной поверхности ПНК. Образцы с грубодисперсными A50 и A100 отличаются намного меньшей скоростью и степенью набухания в эфирацетатном полиграфсольвенте Inkwin. Образец с мелкодисперсным A300 в целом также

набухает менее активно чем ненаполненный. Но на последних стадиях его скорость набухания оказывается выше чем ненаполненного.

Таб.2. Температура визуальных эффектов при нагревании образцов композитов.

нагрев с 25 °С	Желтение	Побурение	Почернение	«Кипит» и обугливается	Полностью сгорает
	Н	160	230	270	375
А100	160	250	290	350	380
А300		255	280	380	
нагрев со 100 °С					
Н1	170	270	310	370	380
А50	210	310	325	380	400
А455	210	320	345	365	400

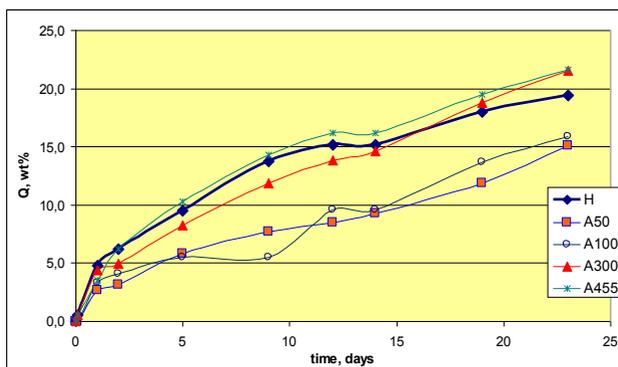


Рис1. Кривые набухания в полиграф-сольвенте образцов с 1 мас% различных аэросилов

Образец же с наиболее мелкодисперсным аэросилом А455 с первых дней набухает активнее ненаполненного. Таким образом, дисперсность аэросилов оказывается определяющей характеристикой, снижая набухание со снижением удельной поверхности, т.е. в ряду «А455 – ненаполненный – А300 – А50, А100».

РАСТЯЖЕНИЕ С ТОКОМ КАК МЕТОД АНАЛИЗА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Столяров В.В.

Россия, ИМАШ РАН, vlstol@mail.ru

Известно, что пластическая деформация с одновременным введением тока имеет свои особенности, называемые электропластическим эффектом (ЭПЭ). В прикладном плане ЭПЭ используется для снижения усилий деформирования в отсутствие заметного нагрева при обработке металлов давлением. Для изучения природы ЭПЭ обычно используют схемы растяжения (сжатия), позволяющие регистрировать изменения на кривой «напряжение-деформация» при кратковременном или длительном пропускании тока. В классическом варианте для крупнозернистых однофазных сплавов, например, в титане ВТ1-0ЭПЭ фиксируется в виде скачков

напряжения вниз (рис.1а), амплитуда которых зависит как от режимов тока (плотность, вид, длительность) так и природы самого материала (металл, сплав, керамика, композит). Впервые было обнаружено[1], что в материалах с фазовым превращением, например, сплавах с памятью формы при температурах близких к комнатной могут фиксироваться скачки напряжения не только вниз, но и вверх (рис.1б). Более того, в нанокристаллических сплавах с фазовым превращением скачки вниз исчезают полностью (рис.1в). Это означает, что ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, зависимым от размера структурных элементов и обратимости фазового превращения. Например, в сплавах TiNiC памятью формы под действием деформации и импульсного тока реализуется обратимое мартенситное превращение $A \leftrightarrow M$, которое может вызывать скачки напряжения вверх (эффект памяти формы, рис.1б) или вниз (электропластический эффект, рис.1в).

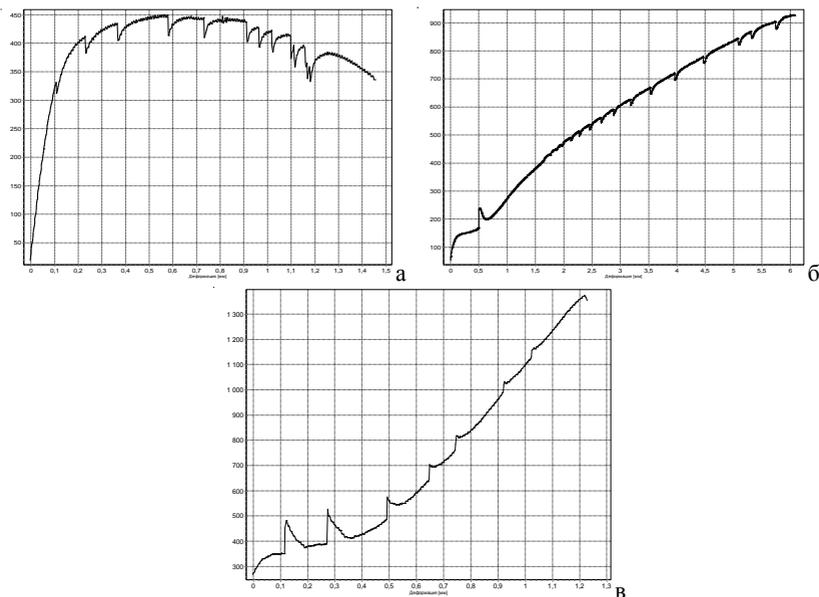


Рис. 1. Диаграммы растяжения с током в сплавах VT1-0(а) и TiNi (б, в)

Суперпозиция одинаковых по величине ЭПЭ и ЭПФ приводит к их взаимному погашению и отсутствию скачков.

В работе обсуждается возможность установления качественной корреляции между деформационным поведением, структурно-фазовым состоянием, а также вкладом ЭПЭ и ЭПФ в интенсивность и направление скачков напряжения, вызываемых импульсным током.

1. V.V. Stolyarov, Electroplastic effect in nanostructured titanium alloys, Rev. Adv. Mater. Sci. 31 (2012) 14-34.

ВЛИЯНИЕ ТИТАНА И МОЛИБДЕНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb-Si

СТРОГАНОВА Т.С., КАРПОВ М.И., КОРЖОВ В.П., ВНУКОВ В.И., ПРОХОРОВ Д.В.,
ЖЕЛТЯКОВА И.С.

Россия, Институт физики твердого тела РАН, stroganova@issp.ac.ru

В настоящее время стали актуальными разработки жаропрочных сплавов на основе новых систем, альтернативным системе Ni-Al. Перспективными являются сплавы на основе системы Nb-Si, находящиеся вблизи эвтектики Nb-Nb₃Si. Их преимущества перед Ni-Al – это более высокие температуры плавления ~1920°C и относительно низкие плотности – 6,6-7,2 г/см³. Структура этих сплавов состоит из двух основных составляющих – твердых растворов на основе ниобия и на основе интерметаллических соединений Nb₃Si или Nb₅Si₃, первый из которых должен обеспечивать сплаву вязкое разрушение, второй – жаропрочность. Легирующими элементами могут быть переходные элементы IVB-, VB- и VIB-групп периодической системы и РЗМ. Растворяясь в ниобии и интерметаллической структурной составляющей, они будут изменять их свойства. При оптимальном легировании и соответствующем выборе режимов получения можно надеяться, что сплавы на основе этой системы позволят поднять рабочую температуру лопаток на 200-250°C по сравнению с лопатками из никель-алюминиевых суперсплавов.

В работе исследовались сплавы Nb-Si эвтектического состава, легированные Mo, Ti, Hf, Zr, Al, Cr и Y. Слитки сплавов цилиндрической формы получались методом направленной кристаллизации со скоростью вытягивания расплава из горячей зоны, равной 5 мм/мин. Их составы отличались соотношением содержаний Ti и Mo. Структура сплавов (рис.1) состояла из: эвтектических колоний, сформированных из твердых растворов на основе Nb (вытянутые выделения размерами 1-10 мкм) и Nb₃Si (матрица серого цвета); колоний, организованных из твердых растворов на основе Nb (строчечные выделения размером от нескольких до 20 микрон) и Nb₅Si₃ (выделения серого цвета) и отдельных выделений Nb₅Si₃. Колонии ориентировались вдоль направления вытягивания расплава (показано стрелкой). Кроме того, в сплавах обнаружена фаза Лавеса NbCr₂ (выделения темного цвета).

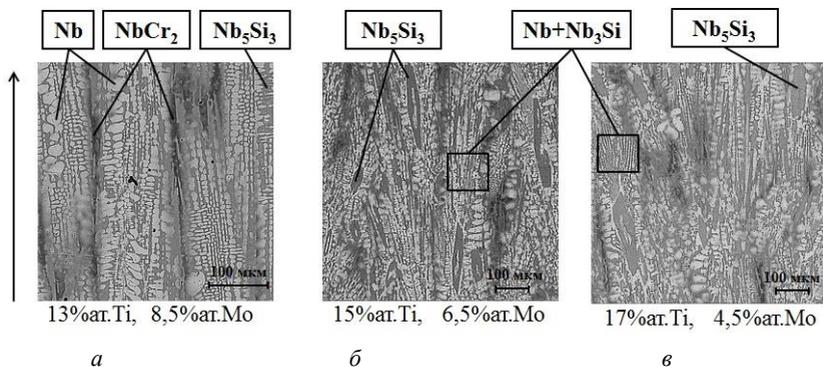


Рис. 1. Микроструктуры продольного сечения образцов легированных сплавов Nb-Si, выплавленных со скоростью 5 мм/мин. Содержание Ti и Mo, ат. %:
а – 13 Ti и 8,5 Mo; б – 15 Ti и 6,5 Mo; в – 17 Ti и 4,5 Mo

Для определения кратковременной и длительной прочности при 1300°C проводились испытания образцов на 3-точечный изгиб. Сплав с 13 ат.%Ti и 8,5 ат.%Mo имел высокие значения кратковременной прочности – ~1200 МПа, сплав с 17 ат.%Ti и 4,5 ат.%Mo – ~600 МПа. Прочность сплава с 13 ат.%Ti, при которой образец деформируется на 1% за 100 ч, составила порядка 100 МПа. Это в 5 раз выше, чем 100-часовая прочность (19,8 МПа) сплава с 17 ат.%Ti. Обнаруженная фаза Лавеса NbCr₂ может повышать стойкость сплава к окислению и играть роль дополнительного упрочнения. Таким образом, можно сделать вывод, что легирование сплава Nb-Si и оптимальное соотношение титана и молибдена, приводит к значительному повышению его прочности.

РОСТ ЗЁРЕН В ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА

СУРСАЕВА В.Г.

Россия, Черногловка, Институт физики твердого тела РАН, sursaeva@issp.ac.ru

Несоответствие большого массива экспериментальных фактов параболическому закону роста зёрен породило широкое обсуждение. В качестве возможной причины отклонения чаще всего указывают на примесное торможение границ зёрен или торможение границ зёрен частицами второй фазы. Наличие границ зёрен, отличающихся по свойствам, приводит также к отклонению от параболического закона. Одной из причин возможного отклонения является размерный фактор, это имеет место в случае, когда размер зерна становится сравнимым с размером образца. Ещё один источник помех – тройные стыки. Влияние последних двух из перечисленных причин исследуется в нашей работе. В теоретической работе [1] предсказано наличие начального инкубационного периода в процессе изотермического отжига тонких плёнок, в течение которого рост зёрен снижен, или отсутствует.

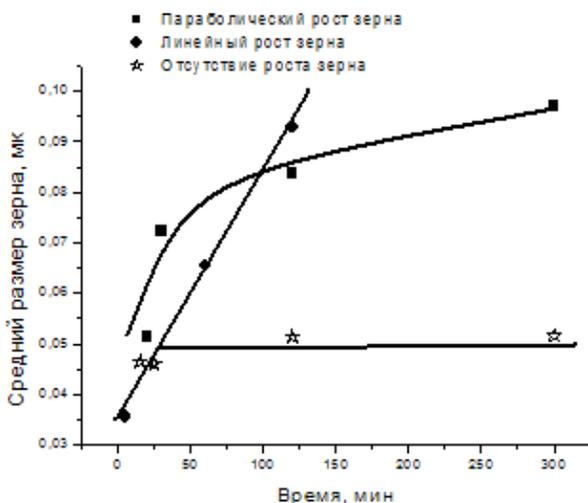


Рис.1. Зависимости среднего размера зерна от времени отжига для микроструктур с различным начальным размером зерна

Длительность инкубационного периода зависит от начального размера зерна. В экспериментальной работе [2] обнаружена линейная зависимость роста зёрна со временем в нанокристаллических плёнках серебра. Подобный характер зависимости должен возникать, по мнению авторов, когда лимитирующим звеном процесса роста зёрен является миграция тройных стыков. При больших временах отжига рост зёрен ничем не сдерживается и должен подчиняться параболическому закону.

В данной работе представлены экспериментальные результаты изучения роста среднего размера в плёнках чистого серебра. Рис.1. Для измерения размера зерна использовалась просвечивающая электронная микроскопия с применением методики тёмного поля. Образцы представляли собой плёнки серебра толщиной 10^{-5} м, полученные термическим напылением на кварцевые подложки с подслоем сахара. Плёнки отжигали на вольфрамовых сеточках в специально сконструированной печи в вакууме, нагрев и охлаждение до нужной температуры осуществлялись за 100 секунд. На плёнках с различным начальным размером зерна наблюдали три стадии роста зёрен: инкубационный период – отсутствие роста зёрен, линейную зависимость среднего размера зерна от времени и параболический рост зёрен. Инкубационный период связан с влиянием вакансий на рост зёрен. Линейная зависимость среднего размера зерна от времени приписывается влиянию тройных стыков.

Список литературы.

1. Estrin, Y., Gottstein, G. E. Rabkin and Shvindlerman, L. S., *Acta mater.*, 49 (2001) 673–681.
2. В.Г.Сурсаева, С.Г.Протасова, А.Ю.Туфлин Кинетика рекристаллизации в нанокристаллических пленках Ag. Поверхность, N2, стр. 51-53, 1999.

ФРАКТОГРАФИЯ МАЛОЦИКЛОВОГО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ175

Терентьев В.Ф.¹, Беляев М.С.², Бакрадзе М.М.², Горбовец М.А.², Гольдберг М.А.¹
¹*ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия, 119991; E-mail: fatig@mail.ru;*
²*ФГУП «ВИИМ», Москва, Россия, 105005*

Дисперсионно – твердеющие жаропрочные сплавы на никелевой основе предназначены для изготовления элементов конструкций газотурбинных двигателей [1 - 4]. В настоящей работе с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA фирмы TESCAN исследовали механизм малоцикловое усталостное разрушение жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 (Ni-Co-Cr-W-Mo-Al-Ti-Nb-C). Испытания на усталость проводились в условиях полной деформации за цикл нагружения в интервале от 0,4% до 0,6% при температурах 20°C и 650°C. Результаты определения механических свойств и долговечностей при малоцикловой усталости представлены в таблице 1 и 2.

На рис. 1 – 3 представлены результаты изучения особенностей поверхностного рельефа, образованного в результате распространением усталостной трещины, в условиях малоцикловой усталости образцов из сплава ВЖ175. Показано, что механизм малоцикловое усталостное разрушение при температуре 20°C мало зависит от амплитуды деформации и связан с довольно грубым вязким характером разрушения, отражающим поликристаллическую структуру материала. По контуру поверхности разрушения видно, что происходит зарождение микротрещины от

нескольких очагов (рис. 1, а). В зоне начального распространения усталостной трещины наблюдается развитый вязкий характер разрушения с наличием гребенчатых образований и усталостных бороздок (рис. 1, б).

Таблица 1 - Механические свойства сплава ВЖ175

Сплав ВЖ175	Температура испытания, °С	Предел прочности $\sigma_{в}$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Удлинение δ , %
	20	1600	1190	14
	650	1530	1080	12

В зоне стабильного роста трещины отчетливо виден бороздчатый рельеф поверхности разрушения (рис. 1, в), а направление распространения усталостной трещины поперек бороздок меняется в зависимости от ориентации отдельных зерен матрицы (рис. 1, г - е). Ускоренное развитие усталостных трещин и статический долом связаны с развитым вязким характером разрушения (рис. 1, ж, з).

Таблица 2 - Результаты испытаний сплава ВЖ175 на малоцикловую усталость

№№ п/п	Температура испытания, Т°С	Амплитуда деформации, %	Количество циклов до разрушения, N
1	20	0,6	2483
2	20	0,4	10251
3	650	0,5	894
4	650	0,5	1040
5	650	0,4	4222
6	650	0,4	13063

Испытания на усталость при температуре 650°С и амплитуде деформации $\epsilon_a = 0,4\%$ показали, что на поверхности разрушения четко наблюдается основной очаг зарождения усталостной трещины, от которого расходится гребенчатые образования с наличием усталостных бороздок (рис. 2, а - в). При этом режиме нагружения было исследовано два образца: один образец простоял до разрушения 4222 циклов, а другой почти в три раза больше – 13063 циклов. В первом случае зарождение трещины произошло γ' - фазы, которая располагалась на поверхности образца (рис. 2, б), а во втором от поверхности хрупкого скола, которая возможно образовалась от разрушения карбида (рис. 6, в). Как и при комнатной температуре при этой амплитуде деформации в зоне начального развития трещины наблюдается вязкий бороздчатый рельеф с усталостными бороздками, вытянутый по направлению распространения усталостной трещины (рис. 2, г - е). Видимо, из – за частичного охрупчивания материала при этой температуре испытания вдоль усталостных бороздок наблюдается вторичное растрескивание (рис. 2, е). Ускоренное развитие усталостной трещины связано с вязким характером разрушения (рис. 6, ж), а на поверхности статического долома наблюдаются участки вязкого и квазихрупкого разрушения (рис. 2, з).

При амплитуде деформации $\epsilon_a = 0,5\%$ и температуре 650°С (долговечность до разрушения 1040 циклов) также, как и при $\epsilon_a = 0,4\%$, на поверхности разрушения можно отчетливо выделить зону зарождения усталостной трещины и область ее стабильного развития (рис. 3, а). Вблизи от места зарождения трещины наблюдается

вязкий характер разрушения с усталостными бороздками, между которыми наблюдаются микротрещины (рис. 3, б). На стадии стабильного распространения трещины наблюдается специфическая структура в виде вытянутых пластин или плато, между которыми в ряде случаев наблюдаются трещины. Видны также скопления карбидов (рис. 3, в, г). У другого образца, который испытывался при таком же режиме - $\epsilon_a = 0,5\%$ и температуре 650°C , но простоял меньшее число циклов (долговечность до разрушения 894 цикла), зарождение и начальное распространение усталостной трещины происходило от γ' - фазы.

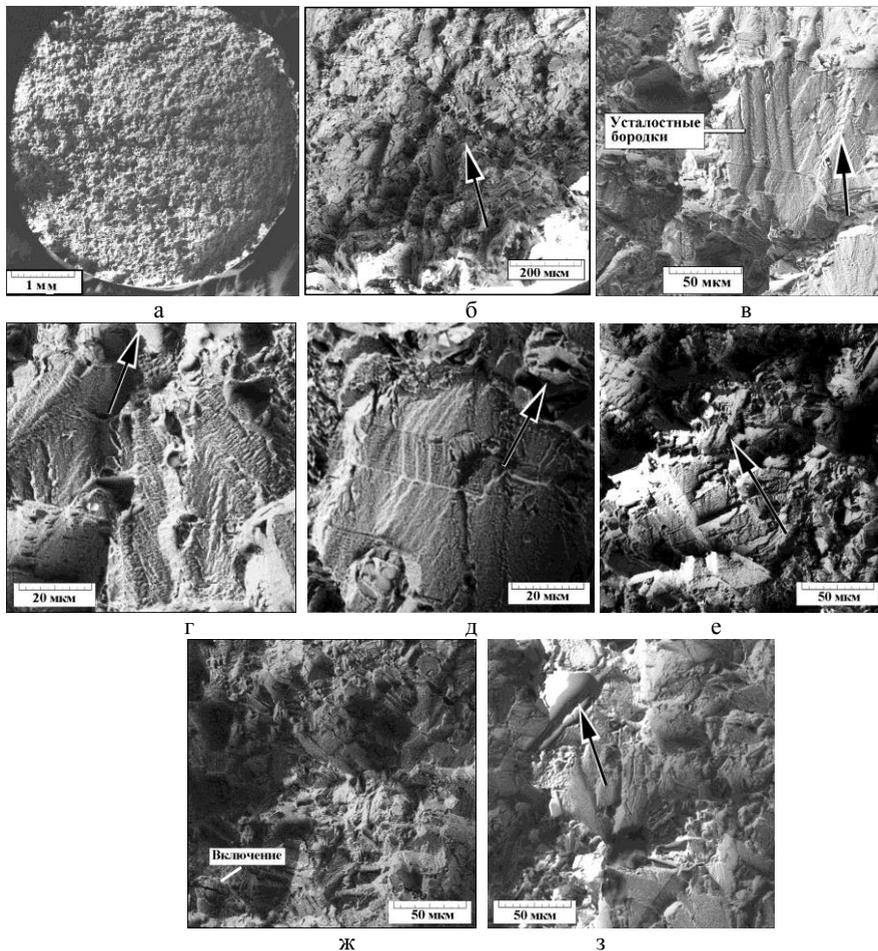


Рис. 1. Фрактография усталостного разрушения сплава ВЖ175 при комнатной температуре: а, е, з – амплитуда деформации 0,6%, число циклов до разрушения 2483; б, в, г, д, ж - амплитуда деформации 0,4%, число циклов до разрушения 10251.

Из представленных на рис. 1-3 данных по анализу поверхности разрушения образцов из сплава ВЖ175 можно сделать предварительные вывод о том, что при

малоцикловом упруго – пластическом деформировании при комнатной температуре испытания происходит в основном вязкий характер разрушения с наличием типичного бороздчатого механизма распространения трещины. При температуре испытания 650°C наблюдается смешанный механизм разрушения: вязкий и квазихрупкий. В том случае, если зарождение усталостной трещины происходит от γ' - фазы, расположенной на поверхности образца, долговечность материала до разрушения меньше.

При этом поверхность разрушения на начальном участке роста трещины имеет квазихрупкий характер (рис. 3, д, е). На ускоренном участке роста трещины наблюдается в основном вязкий характер разрушения (рис. 3, ж, з).

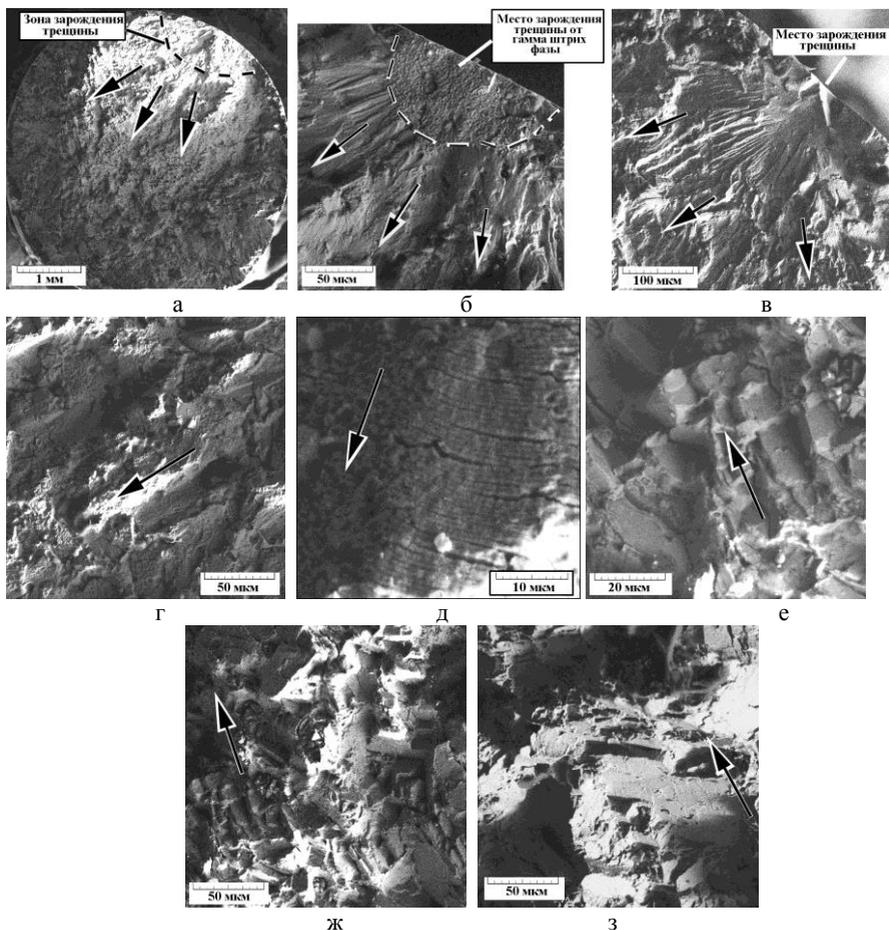


Рис. 2. Фрактография усталостного разрушения сплава ВЖ175 при температуре 650°C и амплитуде нагружения 0,4%: а, б - число циклов до разрушения 4222; в – ж - число циклов до разрушения 13063.

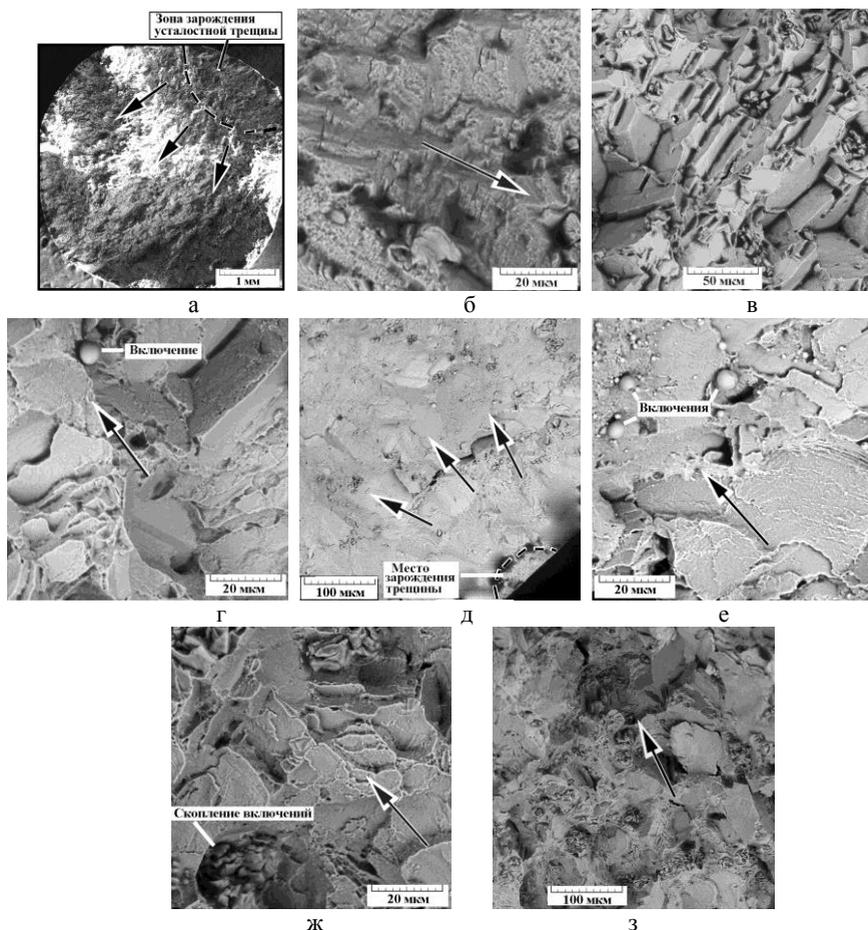


Рис. 3. Фрактография усталостного разрушения сплава ВЖ175 при температуре 650°С и амплитуде нагружения 0,5%: а – з - число циклов до разрушения 1040; д – з - число циклов до разрушения 894.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 13-08-12084

Литература

1. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
2. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Баградзе М.М. и др. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей. /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. 2012. С. 52–57.
3. Оспенникова О.Г. Стратегические направления развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий. /В сб.:

Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. 2012. С. 157–166.

4. М.С. Беляев, В.Ф. Терентьев, М.М. Бакрадзе, Горбовец, М.А. Гольдберг. Малоцикловая усталость жаропрочного сплава ВЖ175 в условиях упругопластической деформации // Деформация и разрушение материалов, 2014, №7, с. 27 - 33.

ИЗМЕНЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В ТРИП – СТАЛИ ВНС 9-Ш В ПРОЦЕССЕ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

ТЕРЕНТЬЕВ В.Ф.¹, СЛИЗОВ А.К.², ПРОСВИРНИН Д.В.¹, СИРОТИНКИН В.П.¹, АШМАРИН А.А.¹

¹ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия, e-mail: fatig@mail.ru

²ОАО «Камов», Люберцы Московской обл., 140007, Россия

Известно, что ответственных деталей авиационной техники, в частности торсионов несущих винтов вертолетов [1 - 4], используются высокопрочные коррозионностойкие трип – стали (с пределом прочности ~ 1700 - 1800 МПа), обладающие более высокой циклической прочностью по сравнению с другими высокопрочными сталями. В настоящей работе исследования проводились на холоднодеформированных тонколистовых образцах (толщина 0,28 мм, рабочая часть 20x7 мм) из трип – стали ВНС 9-Ш (0,22С; 15Сг; 5,2Ni; 0,29Мо; 1,0Mn; 0,6Si; 0,05N; 0,01S; 0,015P, вес. %). Испытания на статическое растяжение проводились на сервогидравлической машине Инстрон 8801 при скорости деформирования в интервале от $8,3 \cdot 10^{-5} \text{с}^{-1}$ до $25 \cdot 10^{-3} \text{с}^{-1}$ (от 0,1 до 30 мм /мин). Испытания на усталость осуществлялись при повторном растяжении (при постоянном $\sigma_{\min} = 100$ МПа) с применением настольной механической машины Instron Electropuls E 3000 с частотой нагружения 30Гц. Рентгенофазовый анализ образцов из трип – стали проводили на вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном Cu – излучении. Также использовался рентгеновский дифрактометр «Ultima IV» фирмы Rigaku (Япония). На рис. 1 представлены экспериментальные данные по изменению механических свойств стали ВНС 9-Ш в зависимости от скорости деформирования, а на рис. 2 результаты рентгеноструктурного анализа фазового состава этой стали также от скорости деформирования.

Из рис. 1 видно, что максимальные прочностные и пластические свойства (σ_T σ_B и δ) наблюдаются при минимальной скорости деформации 0,1 мм/мин, что, безусловно, связано с проявлением трип – эффекта. Затем, вплоть до интервала скоростей деформации 3 мм/мин – 5 мм/мин наблюдается снижение прочностных механических характеристики менее значительное снижение пластичности. Это происходит за счет снижения влияния трип – эффекта в этом интервале скоростей деформирования. При дальнейшем увеличении скоростей деформирования от 5 мм/мин до 20 мм/мин прочностные характеристики (σ_T и σ_B) начинают возрастать, хотя и не достигают значений, полученных при деформировании со скоростью 0,1 мм / мин. При этом относительное удлинение непрерывно снижается. По – видимому, основной механизм деформационного упрочнения при этих скоростях деформации связан не с трип – эффектом, а определяется повышением плотности дислокаций в аустените, хотя образование некоторого количество мартенсита деформации еще происходит. В

интервале скоростей 20 - 30 мм / мин вновь происходит снижение прочностных характеристик при незначительном снижении пластичности.

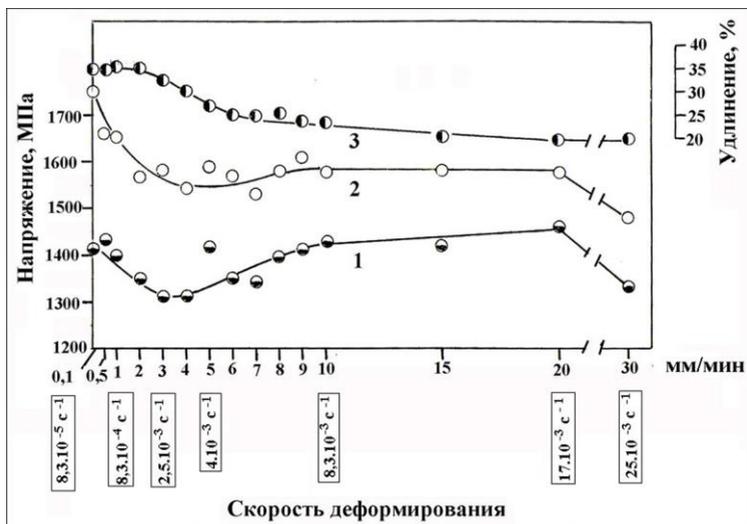


Рис. 1. Изменение механических свойств трип – стали ВНС 9 – Ш в зависимости от скорости деформации: 1 - σ_m ; 2 - σ_b ; 3 - δ .

На рис. 2 представлены результаты рентгеноструктурного анализа влияния скорости деформирования на содержание аустенита в структуре стали ВНС 9-Ш после разрушения. Видно, что во всем исследованном диапазоне скоростей деформирования после статического растяжения образцов из стали ВНС 9-Ш количество аустенита по сравнению с исходным состоянием (50%) возрастает. Минимальный процент аустенита в структуре трип – стали ВНС 9-Ш в интервале до скоростей от 0, 1 до 3 мм / мин можно объяснить интенсивным проявлением трип – эффекта. Затем происходит постепенное увеличение количества аустенита в интервале скоростей 5 – 30 мм / мин, при некотором увеличении прочностных характеристик и снижении пластичности. Повышение прочностных свойств при предварительной деформации с одновременным понижением пластичности характерно для метастабильных аустенитно - мартенситных сталей, у которых трип – эффект не наблюдается, а образование мартенсита деформации происходит менее интенсивно, чем в трип - сталях. В нашем случае происходит незначительное понижение пластичности с ростом скорости деформирования, что свидетельствует о деформационном упрочнении за счет повышения плотности дислокаций в аустените и меньшем трип - эффекте при высоких скоростях деформирования. Для более глубокого анализа влияния скорости деформирования на структурные изменения в трип – стали требуется постановка специальных исследований по изучению дислокационных структур.

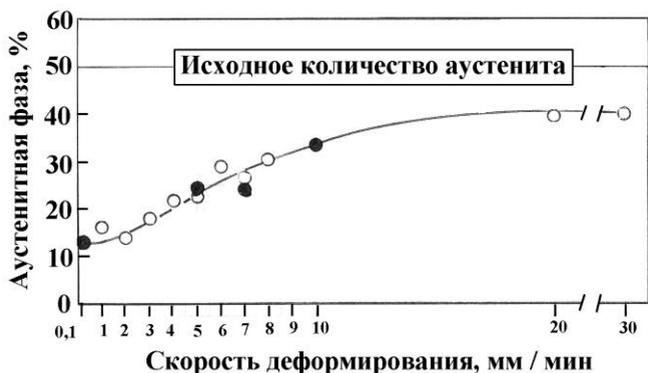


Рис. 2. Влияние скорости деформирования при статическом растяжении на количество аустенита в трип – стали ВНС 9 – Ш: светлые кружки, результаты, полученные на аппарате «SIMADZU» XRD-6000, а черные – Rigaki.

Для исследования структурных изменений в стали ВНС 9-Ш при циклическом деформировании использовалась партия материал, у которой в исходном состоянии было 60% аустенита и 40% мартенсита. Материал имел следующие механические свойства: $\sigma_b = 1537$ МПа; $\sigma_T = 1305$ МПа ($\sigma_{0,2} = 784$ МПа); $\delta = 53\%$. Важной особенностью стали ВНС 9-Ш является наличие на кривой статического растяжения сравнительно большой микропластической деформации \square_M до появления зуба текучести, достигающей $\sim 1\%$ и поэтому значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ значительно меньше значений физического предела текучести σ_T .

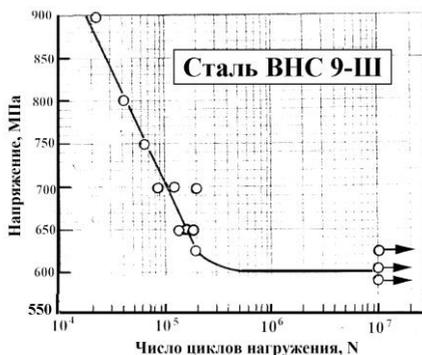


Рис. 3.

Рис. 3. Кривая усталости образцов из трип - стали ВНС 9-Ш.



Рис. 4

Рис. 4. Изменение содержания мартенсита в зависимости от уровня максимального циклического напряжения; при напряжении 700 МПа экспериментальная точка определялась по двум образцам.

На рис. 3 представлена кривая усталости образцов из трип - стали ВНС 9-Ш, а на рис. 4 изменение количества мартенсита деформации в структуре стали ВНС 9-Ш в

зависимости от уровня максимального циклического напряжения и соответственно от число циклов до разрушения.

Из рис. 4. видно, что наблюдается сложная зависимость изменения фазового состава трип - стали ВНС 9-Ш в зависимости от уровня максимальных циклических напряжений. Однако циклическое деформирования при всех амплитудах нагружения практически всегда приводит к дополнительному увеличению мартенсита деформации в структуре аустенитно – мартенситной трип – стали. Ранее похожая зависимость изменения фазового состава при усталости трип – стали была получена на материале с содержанием мартенсита деформации 55% [5]. Следует отметить, что вся кривая усталости построена с использованием интервала максимальных циклических напряжений, меньших физического предела текучести, и дополнительных прирост мартенсита деформации при циклической деформации может быть осуществлен только за счет накопления микропластической деформации. Также, чтобы понять закономерности образования дополнительного количества мартенсита деформации в трип – стали при различном уровне циклических нагрузок необходимо принять во внимание то, что долговечность до разрушения металла определяется временем до зарождения усталостной трещины и временем ее распространения. В нашем случае, максимальное увеличение содержания мартенсита в структуре стали ВНС – 9Ш наблюдается при циклических напряжениях 750 – 800 МПа.

Меньший прирост мартенсита деформации при напряжении 900 МПа связан с тем, что при этом высоком напряжении быстро зарождается усталостная трещина. В этом случае в объеме материала не успевает образоваться достаточного количества дополнительного мартенсита деформации, так как микропластическая деформация в основном наблюдается у вершины распространяющейся трещины. Минимум содержания мартенсита при $\sigma = 700$ МПа связан с тем, что в этом случае с одной стороны напряжение не столь высоко, чтобы обеспечить достаточно высокий уровень микропластической деформации, а с другой стороны число циклов до разрушения невелико, чтобы обеспечить накопление количества микропластической деформации и значительного увеличения дополнительного количества мартенсита деформации в структуре металла. Увеличение количества циклов до зарождения усталостной трещины при напряжениях 600 – 625 МПа, близких к пределу усталости, способствует дополнительному увеличению содержания мартенсита деформации в структуре трип – стали за счет длительного циклического деформирования (до 10^7 циклов нагружения при $\sigma_{\max} = 600$ МПа.). Однако, при напряжениях меньших предела усталости следует ожидать постепенного снижения уровня содержания мартенсита в трип – стали до исходного значения за счет незначительной микропластической деформации.

Выводы

1. Получена нелинейная зависимость изменения механических свойств при статическом растяжении от скорости деформирования тонколистовой трип – стали ВНС 9 – Ш в интервале от 0,1 до 30 мм /мин. Максимальное проявление трип – эффекта и получение повышенных прочностных и пластических характеристик наблюдается при скоростях деформирования 0, 1 – 2 мм / мин, при которых рентгеноструктурными исследованиями обнаружено минимальное количество аустенита в образцах после разрушения (от исходного содержания 50% до 13%), в основном за счет образования дополнительного мартенсита деформации. Затем при больших скоростях деформирования наблюдается снижение трип - эффекта.

2. Установлено, что в области малоциклового усталости (до $\sim 10^5$ циклов) количеством мартенсита деформации в трип - стали ВНС 9-Ш уменьшается со снижением уровня приложенных циклических напряжений. В переходной области напряжений от малоциклового к многоциклового усталости (при $N \approx 10^5$ циклов) заметного дополнительного фазового превращения метастабильного аустенита в мартенсит не происходит из-за недостаточности приложенного напряжения и числа циклов до разрушения. 3. При циклическом деформировании на уровне предела выносливости на базе 10^7 циклов количество мартенсита деформации вновь возрастает, что связано с наличием микропластической деформации и длительностью приложения циклической нагрузки. При деформировании ниже предела выносливости количество мартенсита деформации в структуре стали ВНС 9-Ш снижается за счет незначительной микропластической деформации.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 12-08-00221

Список литературы

1. Алексеева Л.Е., Баев А.С., Буржанов А.А. и др. Механизм усталостного разрушения трип – стали при воздействии циклических нагрузок // Деформация и разрушение материалов, 2009, №12, с. 25 – 26.
2. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталостная прочность высоколегированных коррозионно – стойких трип – сталей (обзор) // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 5, с. 2 – 11.
3. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. – М.:ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. – 515 с.
4. 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
5. Терентьев В.Ф., Бецофен С.Я., Кораблева С.А. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Ашмарин А.А. Анализ структурных изменений трип трип – стали ВНС 9 – Ш при циклическом деформировании // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 6, С. 16 – 20.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОФАЗНОЙ ТРИП – СТАЛИ

ТЕРЕНТЬЕВ В.Ф.¹, ТЕРЕХОВ А.А.², ПРОСВИРНИН Д.В.¹, КОНОВАЛОВ А.В.²,
ГОЛЬДБЕРГ М.А.¹

¹ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Ленинский пр. 49, Россия, e-mail: fatig@mail.ru

²МГТУ им Н.Э. Баумана, Москва, 105005, 2-я Бауманская ул., д.5, Россия

Многофазные трип – стали (сокращение слов Transformation Induced Plasticity – TRIP) содержат в структуре феррит, мартенсит, бейнит и остаточный аустенит. Эти стали используются в конструкциях кузова автомобилей для смягчения последствий прямых столкновений автомобилей, так как поглощают большую энергию удара за счет трип – эффекта [1 - 3].

В настоящей работе исследовали механические свойства листового проката толщиной 1,5 мм многофазной (феррит, бейнит, остаточный аустенит) трип – стали НСТ690TD производства металлургического концерна Voest Alpine без покрытия и с покрытием цинком. Химический состав и приведен в таблице 1, а структура стали приведена на рис. 1. Конечная микроструктура проката состоит традиционно из 25 - 60% феррита, 25 - 40% бейнита, 5 - 15% остаточного аустенита и небольшого

количества мартенсита. На материале с покрытием цинка максимальная толщина покрытия составляла 10 мкм.

Таблица 1

Химический состав стали НСТ690TD

Среднее значение химического состава по данным спектрального анализа									Эквивалент углерода $C_{эжв}$ (%)
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ni	
0,21	0,34	1,7	0,01	0,001	0,025	0,005	1,02	0,02	0,52

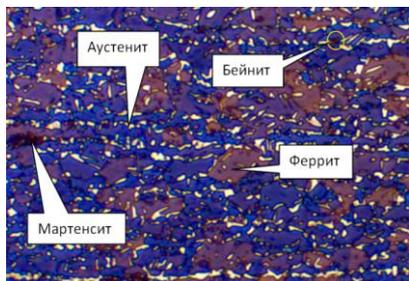


Рис. 1. Исходная микроструктура стали НСТ690TD (увеличение X1000)

Испытания на статическое растяжение проводились на механической машине Instron 3382 со скоростью нагружения 1мм /мин. Испытания на усталость проводились на сервогидравлической машине Инстрон 8801 в условиях повторного растяжения с коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$. Для статических и циклических испытаний использовались одни и те же плоские образцы толщиной 1,5 мм, длиной рабочей части 15 мм и шириной 7 мм.

Механические свойства листовой стали НСТ690TD(без покрытия) и НСТ690TD+Z (с покрытием цинка) представлены в таблице 2, а кривые усталости на рис. 2. Прочностные характеристики ($\sigma_{0,2}$, σ_b) образцов без покрытия несколько превышают характеристики образцов с покрытием цинка, однако пластичность в последнем случае выше.

Таблица 2 - Механические свойства трип – стали

Сталь	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ ,%	σ_R , МПа	σ_R/σ_b
НСТ690TD	500	800	34,0	500	0,62
НСТ690TD+Z	445	744	41,0	500	0,67

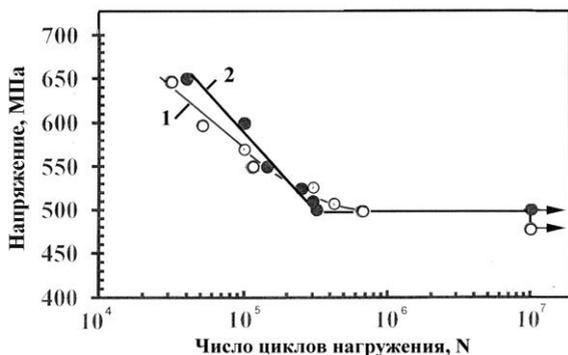


Рис. 2. Кривые усталости трип – стали: 1 - НСТ690TD; 2 - НСТ690TD+Z

Пределы выносливости образцов обеих серий одинаковы и составляют 500 МПа. Ограниченная долговечность при высоких амплитудах максимального напряжения

несколько больше у образцов с покрытием, по – видимому, за счет пластифицирующего действия более пластичного цинка. Проведены исследования по фрактографии усталостного разрушения.

Литература

1. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов, М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. – 515 с.
2. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Сопротивление усталости высокопластичных TRIP – и TWIP – сталей (обзор) // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 2, с. 2 – 11.
3. Терентьев В.Ф., Ящук С.В., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Недбайло А.Б., Бакланова О.Н, Родионова И.Г. Характеристики усталости автолистовых сталей // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 2, с. 42 – 47.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ТЕРМОЭЛАСТОПЛАСТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИПРОПИЛЕНА И КАУЧУКОВ

ТЕРТЫШНАЯ Ю.В., ШИБРЯЕВА Л.С.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля Российской Академии Наук, 119334 Москва, ул. Косыгина,4, terj@rambler.ru

В настоящее время во всем мире уделяется огромное внимание получению смесевых композиций, поскольку чистые полимеры все чаще не могут обеспечить весь спектр необходимых свойств.

Смеси термопластов и каучуков различного состава представляют большой интерес, поскольку такие термоэластопласты широко применяются в машино- и автомобилестроении. Термоэластопласты (ТЭП) при изготовлении формовых изделий имеют ряд преимуществ перед резиной. Использование ТЭП при правильном выборе ассортимента деталей и типа материала повышает долговечность изделий, снижает массу, позволяет при необходимости повышать жесткость конструкции без применения металлической арматуры. Например, ресурс защитных чехлов из материалов фирм «Monsanto» и «Du Pont» выше в 2-5 раз по сравнению с резинотехническими деталями. Это связано с большой прочностью, озоностойкостью и износостойкостью ТЭП по сравнению с резиной.

ТЭП имеют гетерогенно-доменную структуру, в них сочетаются «мягкая» и «жесткая» фазы. Первую образуют каучуковые домены, последнюю – термопластичные домены. Домены из жестких блоков, обычно связанные водородными связями, выступают в роли узлов, центров сшивания гибких блоков. Это обуславливает каучукоподобный характер данных материалов. Термопластичность возникает из-за характеристик плавления жесткой фазы, а эластические свойства обусловлены каучуковыми доменами, это создает сочетание высокой эластичности и прочности.

В основном ТЭПы получают на основе полиолефинов (ПЭ, ПП) и совместимых каучуков (СКЭП, СКЭПТ, этилен-пропилен-диеновый сополимер). Такие композиты имеют сверхвысокую прочность, хорошие механические свойства, сопротивляемость горячему маслу и растворителям, лучшую сжимаемость и т.д.

В данной работе были получены и исследованы композиции ПП – СКЭП, ПП – СКЭПТ различных составов. Смешение осуществляли в оборудовании типа

«Брабендер» при $T=180$ °С. Образца для исследований получали на лабораторном прессе при давлении 10 МПа и $T=180$ °С. Определено, что увеличение содержания ПП в смеси приводит к росту прочности при разрыве, однако при этом значительно снижается величина относительного удлинения. Показано, что более высокие механические параметры получаются, если содержание несопряженного диена в каучуке составляет 5 – 20 мас.% от СКЭПТ, а соотношение каучук-олефин предпочтительно 74/26 – 80/20.

Физико-механические свойства полученных образцов:

Прочность при растяжении – 82 кг/см², относительное удлинение – 110% (дициклопентадиен)

Прочность при растяжении – 94 кг/см², относительное удлинение – 380% (5-этилиден-2-норборнен)

СКЭПТ с норборненом дает ТЭП с лучшими механическими свойствами, большей прочностью и эластичностью.

Следует отметить, что структура ПП будет также играть важную роль, в зависимости от того изотактический ПП, синдиотактический или атактический, свойства ТЭПа будут меняться. Это предстоит выяснить в полной мере в последующих работах.

НЕОДНОРОДНОСТИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТЬ КЕРАМИК СОСТАВА $Bi_{1-x}La_xMnO_3$

Титов С.В.¹, Кравчук К.С.², Павленко А.В.¹, Вербенко И.А.¹, Шилкина Л.А.¹,
Константинов Г.М.¹, Алёшин В.А.¹, Титов В.В.¹, Резниченко Л.А.¹

¹Россия, НИИ физики Южного федерального университета,

²Россия, ФГБНУ Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов, svitov@sfedu.ru

Стремление к универсальности и удешевлению научно-технической продукции требует совмещения в одной композиции различных функциональных возможностей. В сложных оксидах на основе марганца наблюдаются разнообразие физические явления, связанные с магнитными и электрическими упорядочениями, что предполагает возможность получения на базе манганитов ряда многофункциональных материалов для микроэлектроники и приборостроения. Принимая во внимание кардинальные различия в типах орбитального упорядочения и магнитной структуры манганитов висмута и лантана, исследования свойств их твердых растворов (ТР) (прежде всего, механических) и разработка материалов на основе этих ТР представляют особый интерес.

Объектами исследования явились керамические образцы ТР состава $Bi_{1-x}La_xMnO_3$ с $0.30 \leq x \leq 0.70$ с шагом по $x = 0.10$. Образцы были получены по обычной керамической технологии путем твердофазного синтеза из оксидов с последующим спеканием без приложения давления в воздушной атмосфере. Исследования зёрненной структуры керамик проводились на оптическом микроскопе отраженного света в обычном и поляризованном свете, с увеличением 200, 500 и 1050. Рентгеноструктурный анализ проводился на установке ДРОН-3 на СоК α излучении. Определялся фазовый состав, параметры ячейки, степень совершенства кристаллической структуры. Детальное исследование зёрненных структур производилось с помощью методик их мультифрактальной параметризации. Для параметризации были использованы: 1) фрактальная размерность - D_0 ; 2) параметр “однородности” $f_\infty=f(\alpha(q))$ при $q \gg 1$ 3) параметр “упорядоченности” $\Delta_\infty=D_1-D_q$ при $q \gg 1$ по [1]. Для выявления пространственного расположения и распределения неоднородностей в микроструктуре керамических объектов было проведено мультифрактальное сканирование

- обследование изображений обширных (содержащих 2000 и более зёрен) областей поверхности керамики и выявление участков, на которых значения параметров значительно отличались от средних по области. Твердость в микро- и нано- диапазонах определялась сканирующим нанотвердомером «НаноСкан-3D» согласно стандарту ISO 14577.

Исследованием установлено, что полученные керамические образцы однофазны, практически беспримесны и при комнатной температуре имеют структуры, близкие к кубической с параметрами ячейки $3,893\text{-}3,903 \pm 0,002 \text{ \AA}$. С ростом концентрации La происходит уменьшение параметра кубической ячейки, что обусловлено меньшим ионным радиусом La^{3+} ($R = 1.04 \text{ \AA}$) в сравнении с Bi^{3+} ($R = 1.20 \text{ \AA}$). Увеличение концентрации La до $x=0.5$ приводит к измельчению, уплотнению микроструктуры и совершенствованию формы кристаллитов, при $x \geq 0.6$ структура разрыхляется и границы зёрен искривляются. Сколы практически во всех случаях проходят по зерну, что позволяет судить о достаточной однородности внутри зерна и о большей прочности межзеренных границ по сравнению с самим зерном. Упрочнение материала с возрастанием содержания La, по нашему мнению, обусловлено увеличением содержания Mn на границах кристаллитов. Упрочнение межзеренных границ, является проявлением "цементирующей" роли Mn-содержащих жидких фаз, крепко связывающих зерна и увеличивающих прочность керамики. Это подтверждается результатами нанонидентификации. Твердости зерен TP с $x=0.4$ и $x=0.5$ в нанодиапазоне одинаковы в пределах погрешности измерения и равны (13.6 ± 2.0 ГПа). Упрочнение приводит к образованию в материале мезоскопических неоднородностей микроструктуры – в TP состава $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_3$ выявлен полосовой характер в распределении параметра однородности. Обнаружены полосы двух типов: периодические области чередования низких и высоких значений f_∞ и протяженные области низких значений f_∞ . Снижение параметра однородности, как правило, связано с микродеформацией кристаллической ячейки и наличием механических напряжений в керамическом объекте, возрастание – с их релаксацией. С помощью мультифрактального сканирования можно оценивать среднюю концентрацию и размер деформированных объемов. TP состава $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_3$ свойственны наилучшие керамические характеристики и диэлектрические параметры. Учет этой информации полезен при дальнейшем построении физических моделей реального керамического объекта и разработке на базе перспективной основы сегнетомагнитных материалов нового поколения.

1.Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Москва-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001, 116с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, И $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$

ТРЕГУБОВ И.М.

*Россия, Воронеж, Воронежский государственный технический университет,
кафедра физики твердого тела, ilia.tregubov@mail.ru*

Проведено исследование микротвердости тонкопленочных наноконпозиционных покрытий $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, и $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ в широком интервале концентраций металлической фазы ($30 \leq x \text{ ат. \%} \leq 95$).

Образцы наноконпозиционных покрытий были получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Совместное осаждение компонент материала производилось на ситалловые (СТ-50) подложки, на поверхности которых, в результате процессов самоорганизации, происходило формирование двухфазной структуры. Химический состав образцов контролировался рентгеновским электронно-зондовым

микроанализом. Толщина полученных покрытий составляла $\sim 6 \div 8$ мкм. Исследование структуры композитов производилось на более тонких образцах (600 – 800 Å), напыленных на монокристаллы NaCl, с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G2 20F S TWIN. Измерение микротвердости нанокompозитов нанесенных на ситалловые 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 на основе кобальта были наногранулированными с небольшими отличиями друг от друга. Сравнительное изучение структуры массивных образцов композитов, утонченных в поперечном направлении и тонких образцов для ПЭМ в планарном направлении, имеющих одинаковые концентрации металлической фазы показало, что нанокompозит имеет изотропную гранулированную структуру. Анализ электронограмм показывает, что в композитах присутствуют две фазы: кобальт и диэлектрик. Фаза кобальта во всех случаях кристаллическая. Структуры оксидных фаз являются аморфными, а структура диэлектрика CaF_2 - кристаллической - на электронограмме присутствуют четкие дифракционные кольца от фазы CaF_2 .

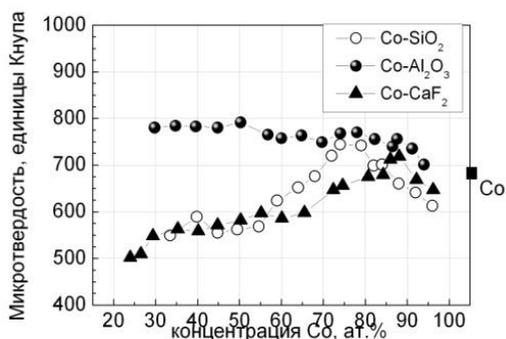


Рис. 1. Концентрационная зависимость микротвердости нанокompозитов $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ в единицах Кнупа при нагрузке на индентор 0,294Н; ■ – значение микротвердости пленки, напыленной из чистого Co

Было предположено, что упрочняющие свойства диэлектрической фазы оптимальны в том случае, когда её состав соответствует стехиометрии. Известно, что при напылении оксидных (фторидных) диэлектриков в чистом аргоне формируются нестехиометричные по кислороду (фтору) соединения. Предполагается, что, если избыточный элемент диэлектрика (в нашем случае Si, Al или Ca) может растворяться в металлической фазе композита и диэлектрическая фаза становится стехиометричной, должен наблюдаться упрочняющий эффект. Анализ бинарных фазовых диаграмм показал, что в тех системах, где наблюдается эффект упрочнения, растворимость избыточного элемента диэлектрика в металлической фазе существует (то есть Si и Ca растворяются в Co). При этом растворимость Al в Co отсутствует.

Установлено, что в данных нанокompозитах качественно выполняется «закон смесей»: микротвердость в системах $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ увеличивается с ростом концентрации кобальта, в то время как в композитах $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ микротвердость практически не меняется. Установлено, что максимум микротвердости в области 75 – 85 ат.% металлической фазы, обнаруженный в системах на основе железа, имеет место в композитах $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ и отсутствует в $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, хотя морфологически системы $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ практически идентичны.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ ЛЕНТЫ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ

УВАРОВ А.А., НИКИТИНА Е.В.

Российская федерация; РГТУ им. К.Э. Циолковского – «МАТИ»;
andrei_uvarov@mail.ru

Проведена экспериментальная работа по отработке диффузионной сварки аустенитной стали со сплавом титана через промежуточный слой из ультрадисперсных порошков. Применение ультрадисперсных порошков позволяет значительно снизить температуру сварки, что ограничивает образование хрупких интерметаллидных включений или эвтектики между соединяемыми материалами. Этот фактор обуславливает получение диффузионных соединений с высокими изотропными механическими свойствами.

В качестве промежуточного слоя использовали пористую ленту, получаемую прокаткой ультрадисперсного порошка формиатного никеля или меди. Это позволяет получать сварные швы, однородные по толщине и плотности, и в то же время реализовать чрезвычайно большой запас свободной энергии частиц порошка, из которых состоит лента.

Эксперименты проводились на установке для диффузионной сварки модели СДВУ. Сборка, подготовленная для диффузионной сварки, представлена на рис.1. В ходе работы изготовлена серия образцов, и проведены их испытания на растяжение (см. рис.2)

Как видно из результатов механических испытаний, применение прослойки из ультрадисперсного порошка Ni позволило вести сварку при пониженной температуре и повысило предел прочности соединений.

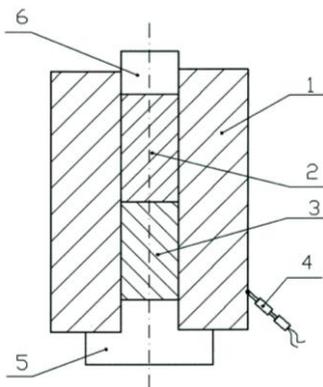


Рисунок 1 – Сборка под диффузионную сварку образцов, где 1 – стальной бандаж; 2 – образец из стали марки 08X18H10T; 3 – образец из сплава ПТ-3В; 4 – терпара хромель-алюмель; 5 и 6 – нижняя и верхняя заглушки

№ образца	Промежуточные слои	Режим сварки (Температура и выдержка)	Предел прочности, МПа
7М	Ni+Cu	965 °С, 1 мин.	143
8М	Ni+Cu	890 °С (перегрев), 1 мин.	123
9М	Ni+Cu	890 °С, 1 мин.	315
10М	Ni+Cu	965 °С, 3 мин.	166
12М	Ni+Cu	890 °С, 3 мин.	70
14М	Ni	965 °С, 3 мин.	140
16М	Ni	890 °С, 3 мин.	53
17М	Ni	790 °С, 10 мин	449
2Н	Ni	790 °С, 5 мин	311
4Н	Ni	790 °С, 20 мин	311
5Н	Ni	760 °С, 5 мин	307
7Н	Ni	790 °С, 10 мин	355
8Н	Ni	790 °С, 15 мин	71
Штатная технология	Без промежуточных слоев	965 °С, 1-2 мин.	253-265

Рисунок 2 – Результаты механических испытаний образцов

ОТ РАСЧЕТА ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДО КОМПЬЮТЕРНОГО ПРЕДСКАЗАНИЯ ТЕПЛОЕМКОСТИ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СПЛАВОВ БИНАРНЫХ СИСТЕМ

Удовский А.Л.

Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им.А.А. Байкова, РАН
 vasilyev-d@yandex.ru; udovsky@imet.ac.ru

Система Fe-Cr является базовой для ферритных сталей, которые рассматриваются как наиболее перспективные материалы для работы в качестве оболочек ТВЭЛов в реакторах нового поколения в области повышенных температур, примерно 0.55 и более от температуры плавления сплавов. Сплавы в температурном интервале 300-1000К, содержащие от 9 до 18ат. %Cr, могут находиться в однофазном или двухфазном состоянии [1]. При температуре фазового перехода сплава из однофазного в двухфазное состояние, как следует из термодинамической теории [2-3], происходят скачки теплоемкости (C_p), к.т.р. и сжимаемости (χ_T) и, следовательно, скачок изотермического объемного модуля упругости (B_T).

Из одного из условий непрерывности алгебраических дополнений матрицы Гессе от равновесного потенциала Гиббса (G) по его аргументам (температуры, давления и состава) [4] следует скачок изотермической сжимаемости на одно/двухфазной границе диаграммы состояния

$$V\alpha \left[\chi_T^\alpha \right]_{x^\alpha}^{\alpha \rightarrow \alpha + \beta} \frac{\partial^2 G^\alpha}{\partial x^2} \Big|_{x^\alpha} = \left\{ \left[\frac{\partial V}{\partial x} \right]_{x^\alpha}^{\alpha \rightarrow \alpha + \beta} \right\}^2 \quad (1)$$

Учитывая связь между изотермической сжимаемостью и объемным модулем упругости получаем соотношение для скачка изотермического модуля упругости на одно/двухфазной границе $x^\alpha = x^{\alpha + \beta}$

$$\left[B_T \right]_{x^\alpha}^{\alpha \rightarrow \alpha + \beta} = \left[\chi_T \right]_{x^\alpha}^{\alpha \rightarrow \alpha + \beta} \Bigg|^{-1} = \frac{V^\alpha(x^\alpha) \frac{\partial^2 G}{\partial x^2} \Big|_{x^\alpha}}{\left[\frac{\partial V}{\partial x} \right]_{x^\alpha}^{\alpha \rightarrow \alpha + \beta}{}^2} \quad (2)$$

В формуле (2) величина соответствует разности предельных значений объемного модуля упругости для двухфазного и однофазного состояний в окрестности одно/двухфазной границе x^α диаграммы состояния. Процедура расчетов включает 4 этапа: 1) решение обратной задачи, т.е. расчет термодинамических функций на основе экспериментальных данных по фазовым равновесиям, с учетом минимальных данных по термодинамическим свойствам сплавов, чтобы сделать решение задачи однозначной [3-4] и получение составов равновесных фаз и второй производной от мольного потенциала Гиббса по составу; 2) вычисление зависимостей объемов для α - и β - фаз в зависимости от состава (возможно с использованием квантово-механических расчетов) и температуры; 3) расчет концентрационной зависимости двухфазных ($\alpha + \beta$) - сплавов при разных температурах; 4) вычисление скачка концентрационного наклона объема при пересечении конфигурационной точкой (соответствующей выбранному составу сплава) одно/двухфазной границы диаграммы состояния - и последующий расчет по формуле (2) скачка изотермического объемного модуля упругости.

Настоящие исследования выполнены при частичной финансовой поддержке грантами РФФИ № 09-03-00983-а, 13-03-00462 и ОХНМ-02 (2013-2014 годы).

Литература:

1. Удовский А.Л., Васильев Д.А. Применение физических моделей для компьютерного моделирования термодинамических свойств и фазовых равновесий ОЦК растворов системы Fe-Cr //Вестник НовГУ, г. Великий Новгород, 2013, №73, т.2, стр. 51-56.
2. Udovsky A.L., Gaidukov A.M., Ivanov O.S. Phase boundaries of state diagrams of q-component systems as discontinuity surfaces of all the second derivatives of the Gibbs equilibrium potential // Physics Letters. 1979, v.72A, N 1, p.1 - 4.
3. Удовский А.Л. Моделирование на ЭВМ фазовых диаграмм, термодинамических свойств и структуры многокомпонентных систем //Изв. АН СССР. Металлы. 1990. №2. С. 136-157.
4. Удовский А.Л. Физические основы компьютерного проектирования материалов. Гл.15. Физическое материаловедение. Том.4. Издание второе. Под общей ред. Б.А.Калина. Москва, 2012. с.485 – 615.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРОИЗВОДСТВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5Ф3

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

*Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича,
ulshin@ipms.kiev.ua*

Разработана методика оценки теплового разупрочнения инструментальных сталей для холодной обработки металлов и штамповых сталей для горячего деформирования

в основу которой положены высокотемпературные испытания при статическом и динамическом изгибе в интервале температур от 20 °С до Ас₁ [1, 2].

Определены температурные области холодной, теплой и горячей пластической деформации (ГПД) для быстрорежущей стали Р6М5Ф3 в интервале температур от 20 °С до Ас₁.

Показано, что в условиях горячей пластической деформации в феррите, в интервале температур от температуры начала рекристаллизации (Т_{нр}) до Ас₁, разупрочнение в результате динамической рекристаллизации совершается за время соизмеримое со временем технологического процесса обработки металлов давлением, и даже в процессе механических испытаний на ударную вязкость, которая при температуре (Т_{нр}) смены механизма деформации резко повышается.

Повышенная пластичность быстрорежущих порошковых сталей Р6М5Ф3, полученных как традиционной порошковой металлургией (ПМ), так и способом струйного формования (СФ), имеющих широкий интервал температур горячей пластической деформации в феррите от Т_{нр} до Ас₁, позволила прокатать порошковые заготовки при температурах динамической рекристаллизации феррита Ас₁ – (60 ÷ 80°С) от толщины 14 мм до 0,5 мм со степенями деформации до 25% в каждом проходе без промежуточных отжигов [2, 3].

Результаты исследований физико-механических свойств быстрорежущей стали Р6М5Ф3, полученной разными способами производства: литьем, струйным формованием (СФ), порошковой металлургией (ПМ) при распылении жидкого металла газом и прокаткой литого слитка по ГОСТ19265-78 приведены в таблице.

Таблица - Физико-механические свойства стали Р6М5Ф3 в зависимости от технологии получения

Технология	Ас ₁ , °С	Т _{нр} , °С	Интервал температур ГПД, ΔТ = Ас ₁ - Т _{нр}	Прочность при изгибе σ _{изг} , МПа	Ударная вязкость КС, Дж/см ²	Твердость, НRC
Литье	835	810	25	1400 - 1750	3 – 4	63, 64
СФ	-	-	-	2200 – 2500	18 – 21	63, 64
СФ+деформ.	820	630	190	3050 – 3140	28 – 33	64, 65
ПМ (экструзия)	820	630	190	3200 – 3500	34 – 38	65
Прокат ГОСТ19265-78	835	800	35	2100 - 2400	19 – 20	64, 65

Эти исследования показали возможность в перспективе проводить обработку давлением высоколегированных порошковых инструментальных сталей в субкритической области температур от Т_{нр} до Ас₁ в состоянии повышенной пластичности при скоростях деформации 1,0 – 10 с⁻¹ и более.

1. Ульшин В.И. Разработка экономнолегированной стали для литого штампового инструмента горячего деформирования.// Автореферат диссертации на соиск. уч. степени канд. техн. наук, - Киев 1988, -с. 18.

2. Гогаев К.А., Ульшин В.И. Определение температурного интервала деформирования порошковых инструментальных сталей // Порошковая металлургия, 2004г., № 11/12;

3. Гогаев К.О., Ульшин В.И., Позняк Л.О., Воропаев В.С., Гогаева Т.К. Спосіб виготовлення заготовок з інструментальної сталі. // Патент на винахід, №53202 (UA), В22F 3/12, С22С 33/02, 17.04.2006. Бюл. №4

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ АППАРАТА ДЛЯ УЛАВЛИВАНИЯ АБРАЗИВНОЙ ПЫЛИ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ

УСМАНОВА Р.Р., ГАЛИЕВ А.Р., УСМАНОВА Г.А.

Государственное автономное научное учреждение «Институт прикладных исследований» Академии наук Республики Башкортостан, Стерлитамак, Россия
E-mail: Usmanovarr@mail.ru

В литейных цехах в процессе приготовления формовочных материалов, плавления и заливки металла, обработки литья и других операций выделяются запыленные газы. Мощными источниками загрязнения атмосферы являются дробеметные камеры для очистки отливок. Применение аппаратов для улавливания абразивной пыли требует оценки их износостойкости и надежности работы, а также необходимости установить основные закономерности абразивного изнашивания, влияния на абразивный износ механических свойств материала и режимных параметров процесса пылеочистки.

Разработана лабораторная установка и методика проведения эксперимента с применением методов микрометрии и ультразвуковой толщинометрии. Было исследовано влияние размера частиц на величину абразивности, установлено, что для частиц диаметром $200 \div 250$ мкм наблюдается интенсивный рост коэффициента абразивности. С дальнейшим увеличением размеров частиц рост коэффициента абразивности снижается.

Выявлена закономерность распределения абразивного износа по высоте аппарата и на участках ввода и вывода потока в зависимости от запыленности и дисперсности газа (рис.1).

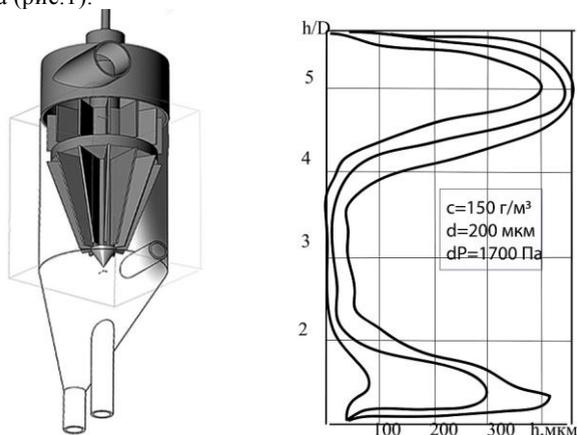


Рис.1. Распределение абразивного износа по высоте аппарата

Установлено, что наиболее интенсивно изнашиваются лопасти завихрителя и участки корпуса вблизи подводящих патрубков. При этом увеличение запыленности газового потока и размеров примесей приводит к росту абразивного износа лопастей завихрителя, который происходит значительно интенсивнее, чем износ стенок аппарата.

Величина абразивного износа от частиц i -й фракции определяется по формуле:

$$h_i = K_a \cdot F^{1,54} \cdot N$$

где N – коэффициент пропорциональности, принимался равным $1,5 \cdot 10^{-2}$; F – сила взаимодействия частиц со стенками аппарата; K_a – коэффициент абразивности для данной фракции пыли.

Полный абразивный износ определяется по формуле:

$$h = \sum_1^{i=k} h_i$$

Результаты проведенных исследований дают возможность при проектировании аппаратов для очистки газа от абразивной пыли предусмотреть необходимые средства защиты еще на стадии разработки и проектирования.

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ И ТЕКСТУРА УЧАСТКОВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА

УСОВ В.В.¹, РАБКИНА М.Д.², ШКАТУЛЯК Н.М.¹, ЧЕРНЕВА Т.С.¹, БАРГАН Д.В.¹

¹Южно-украинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского, Одесса, e-mail: valentin_usov50@mail.ru

²Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

При эксплуатации магистральных и технологических трубопроводов типичными являются высокие уровни нагрузок в зонах концентрации напряжений. Такими зонами, в первую очередь, являются сварные швы и дефекты коррозионного и эрозионного происхождения. Безопасная эксплуатация нефтяных и газовых трубопроводных систем может быть обеспечена, в первую очередь, путем изучения причин разрушения трубопроводов лабораторными исследованиями основного металла (ОМ), зоны термического влияния (ЗТВ) и металла шва (МШ). Фрактографические исследования изломов металла методами оптической и сканирующей электронно-микроскопической микроскопии позволяют установить механизм и характер разрушения. Ранее было показано, что хрупкое разрушение образцов низкоуглеродистой стали при испытаниях на ударный изгиб и малоцикловое усталостное хрупкое разрушение алюминия имеет фрактальную природу [1].

Цель данной работы – установление фрактальной размерности участков разрушения сварного соединения ОМ, ЗТВ и МШ стали 17Г1С-У трубопровода после его длительной эксплуатации и разрушения при испытаниях на малоцикловую усталость (МЦУ).

На машине 3201УЕ-20 по жесткому циклу деформирования (с контролем амплитуды деформации) циклической нагрузкой с постоянной скоростью деформирования 0,1 % /с (6 % /мин) осуществляли одноосное растяжение - сжатие с асимметрией цикла $R_\varepsilon = -1$ деформации при температуре 20°C. Фрактографические исследований проводили на изломах корсетных образцов после испытаний на МЦУ. Корсетные образцы для испытаний вырезали из трех зон сварного соединения трубы магистрального трубопровода из стали 17Г1С-У: основного металла (ОМ), зоны термического влияния (ЗТВ) и металла шва (МШ). Выявление соответствующих зон сварного соединения перед вырезкой образцов проводили методом травления (в 5 % растворе азотной кислоты в этиловом спирте) в плоскости (Т-С), перпендикулярно плоскости прокатки (L-Т), где L – направление прокатки, Т – направление в плоскости прокатки, S – направление, перпендикулярное плоскости прокатки (рис. 1).

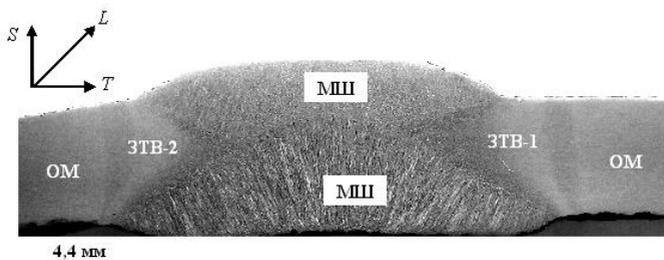


Рис. 1. Фрагмент сварного соединения в сечении (Т-С) трубы магистрального трубопровода из стали 17Г1С-У с продольным сварным швом после травления с целью выявления соответствующих зон вырезки корсетных образцов.

Фрактальную размерность двумерных изображений изломов определяли так называемым методом ячеек («box method») [1]. Кристаллографическую текстуру соответствующих зон металла исследовали рентгеновским методом с построением обратных полюсных фигур (ОПФ) [3]. Текстура ОМ до начала усталостных испытаний представляла собой комбинацию типичной текстуры прокатки стали $\{001\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle + \{111\}\langle 110\rangle$ и текстуры сдвига $\{110\}\langle 001\rangle$. Текстура сдвига обусловлена трением при контакте металла с валками прокатного стана [2]. Подразумевается, что семейство плоскостей $\{hkl\}$ параллельно поверхности трубы (плоскость L-T на рис. 1), а совокупность направлений $\langle uvw\rangle$, принадлежащих $\{hkl\}$, параллельна оси трубы L на рис. 1. Наличие текстурного компонента $\{001\}\langle 110\rangle$, как известно, облегчает развитие слоисто-хрупких трещин нормального отрыва [1, 4], так как кристаллографические плоскости куба $\{001\}$ являются основными плоскостями скола в ОЦК металлах [5]. Поэтому, исходя из текстуры, следует ожидать разрушения основного металла трубопровода преимущественно по типу скола. Ослаблять в определенной степени склонность основного металла к разрушению сколом будет присутствие более «вязкого» компонента необычный для стали текстуры сдвига $\{110\}\langle 001\rangle$. В текстуре МШ в исходном состоянии сдвиговый компонент $\{110\}\langle 001\rangle$ является основным, что обусловлено рекристаллизацией [6] при сварке. Присутствуют также менее интенсивные компоненты текстуры основного металла $\{001\}\langle 100 - 111\rangle$. Поэтому, исходя из текстуры МШ, следует ожидать более вязкого характера разрушения при испытаниях на МЦУ.

В процессе испытаний на МЦУ наблюдается изменение текстуры в ЗТВ и МШ. В торцевой части образца для испытаний после разрушения наблюдаются ориентировки растяжения – сжатия. Так в ЗТВ с направлением растяжения совпадают, в основном, кристаллографические направления, расположенные вдоль диагонали стереографического треугольника $\langle 001\rangle - \langle 110\rangle$. Набор таких ориентировок при растяжении обусловлен механизмом деформации скольжением по кристаллографическим плоскостям $\{110\}$ в направлениях $\langle 110\rangle$ и $\langle 111\rangle$ [3]. В МШ в направлении растяжения, совпадающем с продольной осью образца, преимущественно располагаются кристаллографические направления $\langle 110\rangle$ и $\langle 112\rangle$. Первая из вышеуказанных ориентировок образуется в ОЦК металлах при растяжении в результате скольжения по системам кристаллографических плоскостей $\{110\}$ в направлениях $\langle 111\rangle$ [3], а вторая, вероятно, обусловлена двойникованием [6]. Двойники своим появлением обеспечивают некоторую пластическую деформацию, заменяющую скольжение, и тем самым снижают хрупкость.

Фрактографический анализ показал, что образцы, вырезанные из зоны МШ, разрушаются по механизму образования ямок (вязкое разрушение) в отличие от квазихрупкого разрушения с образованием вторичных трещин расслоения, характерных для ОМ и, в меньшей степени, для ЗТВ. Причем, на микроизломах ЗТВ встречаются участки с бороздками. Фрактальную размерность в различных участках изломов, определяли путем анализа микрофотографий при различных увеличениях (116 – 625 крат). При этом в каждом участке анализировали фрактальную размерность для десяти выбранных произвольно границ фрагментов разрушения, а затем находили среднее значение для каждой зоны излома. Фрактальная размерность в различных участках излома ОМ изменялась от 1,09 до 1,11, средняя величина составила $D_{ср} = 1,10$. Фрактальная размерность в различных участках излома ЗТВ изменялась от 1,07 до 1,15, так что средняя величина составила $D_{ср} = 1,11$. Более вязкий характер разрушения образца МШ вытекает из анализа текстуры, как упоминалось выше. При этом фрактальная размерность на различных участках излома образца МШ изменяется от 1,05 до 1,13, а средняя величина составила $D_{ср} = 1,08$. Фрактальная модель хрупкой трещины [1] позволила оценить критический ее размер, средняя величина которого для основного металла при квазихрупком разрушении составила 5,45 мкм.

Литература.

1. Usov V.V. Fractal nature of the brittle fracture surfaces of metal / V.V. Usov, N.M. Shkatulyak // Materials Science. – 2005. – Vol. 41, No. 1. – P. 62 – 66.
2. Брюханова З.А. Влияние горячей прокатки на неоднородность кристаллографической текстуры по сечению листов ПНП-стали и анизотропию их упругих свойств / З.А. Брюханова, В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1992. – № 2. – С. 43 – 45.
3. Вишняков Я.Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
4. Лякишев Н.П. Текстура и кристаллографические особенности разрушения материала труб из стали Х70. – / Н.П. Лякишев, И.В. Эгиз, В.М. Шамрай // Металлы. – 2000. – № 2. – С. 68 – 72.
5. Баррет Ч.С. Структура металлов / Ч.С. Баррет, Т.Б. Масальский. – М.: Металлургия, 1984. – 685 с.
6. Hölscher M., Rolling and recrystallization textures of bcc steels / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // Steel research. – 1991. – Vol. 62, No. 12. – P. 567 – 575.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

УШАКОВ И.В., БАТОМУНКВЕВ А.Ю.*

Российская Федерация, Тамбовский государственный технический университет

*Российская Федерация, НИТУ МИСиС**

ushakoviv@mail.ru; amgalan-ngu-621@yandex.ru

В настоящее время процессы, происходящие в металлических сплавах, подвергаемых лазерной обработке, достаточно хорошо изучены. Определены закономерности поглощения лазерного излучения, нагрева, плазмообразования и пр. Однако, прямое экспериментальное изучение ряда процессов в тонкой ленте

наноструктурного материала инициированных лазерным импульсом с высокой плотностью мощности в настоящее время невозможно. К таким процессам относится и залечивание трещин.

В то же время, современные возможности компьютерной техники позволяют исследовать отдельные аспекты лазерно-стимулированного залечивания с помощью компьютерного моделирования. Часть получаемых результатов и предсказаний можно проверить экспериментально.

Трещины и поры в тонких пленках многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов имеют особенности, связанные как со спецификой формирования наноструктурного состояния, так и с незначительной толщиной материала. Поверхность трещины в аморфно-нанокристаллическом материале может иметь сложный рельеф, вершины трещин могут иметь различные углы раскрытия и пр.

С использованием компьютерного моделирования определим особенности залечивания трещин. Выделим ключевые положения компьютерной модели. Пусть особенности рельефа поверхности трещины будут определяться случайным образом. Критерием залечивания трещины будем считать сближение берегов трещины до соприкосновения. Это возможно при воздействии шокового давления. Шоковое давление вызывает сближение параллельно расположенных поверхностей трещины. Поверхности трещин в аморфно-нанокристаллическом металлическом сплаве могут иметь сложный рельеф и для сближения поверхностей трещины, необходимо совершить работу на пластическое деформирование материала неоднородностей рельефа.

Компьютерное моделирование процесса залечивания трещин в тонкой ленте аморфно-нанокристаллического металлического сплава осуществляли с использованием модернизированного варианта программы «COMP_SIM_RELIEF_SURFACE_CRACKS» [1]. Результаты компьютерного моделирования свидетельствуют, что в результате лазерного воздействия трещины с малым углом раскрытия при вершине должны залечиваться полностью. При этом трещины, имеющие значительный угол раскрытия практически не залечиваются. Однако, вероятность залечивания таких трещин не нулевая. В результате воздействия серии лазерных импульсов вероятность залечивания трещин с большим углом раскрытия возрастает. Это связано с рядом факторов, например, с нагревом образца и с эволюцией рельефа поверхностей пор и трещин.

Результаты компьютерного моделирования свидетельствуют, что определяющая причина одновременного увеличения как микротвердости, так и пластичности аморфно-нанокристаллического сплава после лазерной обработки связана с залечиванием трещин под действием лазерных импульсов. При этом полное или частичное залечивание трещин, а также релаксация механических напряжений в их вершинах, будет способствовать повышению механической прочности образца в целом. Существенно, что вероятность залечивания выше для трещин имеющих малый угол раскрытия. Это особенно важно, так как в вершине таких трещин возможно существование значительных механических напряжений. То есть, в результате лазерного воздействия преимущественно залечиваются опасные трещины. Одним из косвенных подтверждений адекватности полученных результатов можно считать экспериментально установленное явление одновременного возрастания как микротвердости, так и вязкости разрушения в лазернообработанных участках тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов.

Литература

1. Ушаков И.В., Сафронов И.С. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014610797 «Компьютерное моделирование неоднородностей рельефа поверхностей трещин в наноструктурном материале «COMP_SIM_RELIEF_SURFACE_CRACKS»». Заявка № 2013660756. Дата пост. 23.09.2013 г., зарегистр. в реестре программ для ЭВМ 17.01.2014 г.

О НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРАХ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 3 ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТРЕНИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ВОЗДУХЕ ИЛИ В ЖИДКОСТИ

Фадин В.В.¹, АЛЕУТДИНОВА М.И.^{1,2}

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,

²Россия, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск, E-mail: aleut@ispms.ru)

Воздействие на материал трением приводит, в первую очередь, к пластической деформации поверхностного слоя (ПС). В этом случае деформация локализуется в материале поверхностного слоя, который имеет фрагментированную структуру. Поверхностный слой, претерпевший структурные изменения после воздействия трением, наблюдается в виде слоя вторичных структур (ВС). Свойства ВС определяют характеристики контакта и зависят от многих входных параметров трибосистемы (давление, скорость скольжения и т.п.). Износостойкость и электропроводность контакта зависят от структурного состояния контактирующих ПС и от параметра внешнего воздействия, ответственного за разрушение ПС. Одним из таких входных параметров может быть контактная плотность в трибосистеме с токоёмом, приводящая на воздухе к образованию слоя ВС, которые состоят из аморфной фазы, оксида FeO, ГЦК- и ОЦК-железа. Сведения о скольжении сталей в жидкости при высокой контактной плотности тока отсутствуют, но они могут представлять научный интерес, в частности, сведения о фазовом составе вторичных структур и о токовой зависимости характеристик контакта. Целью настоящей работы является изучение изменения фазового состава контактного слоя во взаимосвязи с характеристиками контакта при плотности тока более 100 А/см² на воздухе и в жидкости.

Контактная пара трения состояла из образца (сталь 3) и контртела (сталь 45, 50 HRC), инструментом-анодом служила медь М1 (99,5%Cu). Триботехнические испытания проведены на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения «вал-колодка» со скоростью скольжения 5 м/с. В контакте протекал переменный ток. Окружающей средой служили воздух или глицерин, или электролит состава глицерин+30об.%H₃PO₄. От анода к контртелу протекал однополупериодный анодный ток i_e , обеспечивающий процесс электролиза в электролитической ванне. Рентгенограммы ПС получены на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в излучении кобальта.

Изменение фазового состава поверхности трения проявляется в образовании γ -Fe, оксида FeO и цементита, который представлен одним рефлексом между рефлексами γ -Fe(111) и α -Fe(110). γ -Fe образуется при любом режиме трения. Оксид FeO появляется только при скольжении на воздухе. Цементит появляется только при скольжении в жидкости. Следует учесть, что α -фаза ($a_{\text{ОЦК}}=0,2886$ нм) является основой материала ПС в начале скольжения. После скольжения содержание γ -фазы в ПС можно

определить по отношению интегральных интенсивностей самых сильных рефлексов γ -фазы (111) и α -фазы $I_{111}/I_{110}=A \cdot c_{\gamma} / c_{\alpha}$, где c_{γ} и c_{α} – объёмная доля γ -фазы и α -фазы соответственно, A – коэффициент пропорциональности. Отношение I_{111}/I_{110} позволяет установить на качественном уровне, что минимальное количество γ -фазы образуется при скольжении в электролите без электролиза. Параметр решётки γ -фазы увеличивается при увеличении сложности состава жидкости или под влиянием электролиза. Аналогичное сравнение количества цементита можно провести на основе отношения $I_{\alpha}/I_{110} = B \cdot c_{\alpha} / c_{\gamma}$ для этих же условий скольжения с токоёмом, где I_{α} , c_{α} – интенсивность рефлексов цементита и α -фазы. Из соотношений следует, что содержание цементита в поверхностном слое может заметно превышать содержание γ -фазы. Появление γ -фазы и цементита в ПС способствует уменьшению его пластичности на всех структурных уровнях деформации, что ведёт к увеличению сдвиговой и ротационной устойчивости ПС, появлению упругого контакта и реализации высокой износостойкости. Однако при трении с контактной плотностью тока более 300 А/см² проявляется увеличение количества микрообъёмов, которые должны деформироваться пластически. Поэтому износостойкость будет выше в случае, когда реализуется более высокая пластичность на низких структурных уровнях деформации, т.е. когда образуется минимальное количество цементита и γ -фазы. Низкое суммарное количество γ -фазы и цементита в соответствии с соотношениями I_{α}/I_{110} и I_{111}/I_{110} образуется в ПС стали 3 при скольжении в среде электролита без электролиза, что приводит к высокой износостойкости. Можно заключить, что воздействие на сталь 3 трением скольжения и электрическим током контактной плотностью более 100 А/см² приводит к образованию γ -Fe и цементита. Максимальная износостойкость контакта реализовалась при низком содержании этих фаз в ПС.

Работа выполнена по программе фундаментальных научных исследований Государственной академии наук 2013-2020 и при финансовой поддержке гранта РФФИ №98098

СНЯТИЕ ВЫРОЖДЕНИЯ НА ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЕ РАССЛАИВАЮЩЕГОСЯ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫХ СИСТЕМАХ

ФЕДОСЕЕВ В.Б.

*Россия, Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского,
fedoseev@phys.unn.ru*

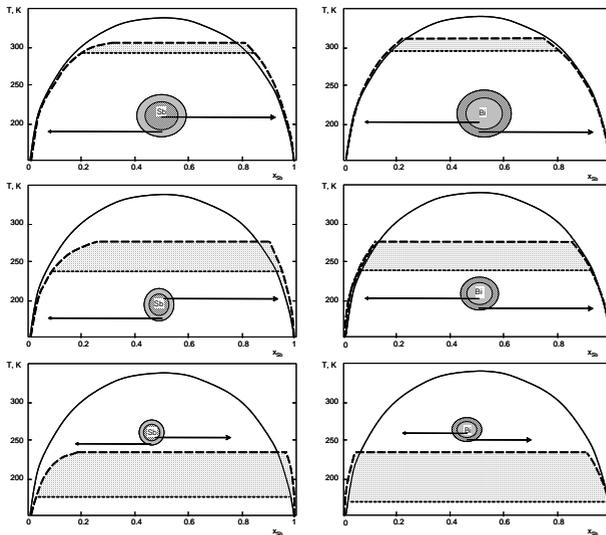
Описаны условия возникновения и существования стабильных и метастабильных термодинамических состояний в системе с фазовыми превращениями. При уменьшении системы до нано- и субмикронных размеров в расслаивающихся растворах снимается вырождение фазовой диаграммы, в результате которого отображение фазовых равновесий на диаграмме имеет варианты, существенно отличающиеся от диаграммы макроскопической системы критическими температурами расслаивания, составом сосуществующих растворов, областью существования метастабильных фаз.

Вклад поверхностной энергии, становясь сопоставимым с энергией системы, снимает вырождение равновесных состояний с разным пространственным расположением фаз. Поэтому при расслаивании на неравные по объёму фазы в центре выгоднее располагаться фазе с меньшим объёмом. Второе гетерогенное состояние

становится метастабильным.

Метастабильные состояния и их устойчивость более подробно рассмотрены при описании равновесий раствор – кристалл [1, 2].

Обсуждается переход от макроскопических систем с фазовыми превращениями к системам малого объема. На примере двухкомпонентного твердого раствора Bi-Sb, имеющего область гетерогенности, продемонстрировано расщепление фазовой диаграммы. Фазовые диаграммы для системы типа core-shell, рассчитаны на основе термодинамического



подхода. Полученные диаграммы существенно отличаются от диаграммы макроскопической системы и реализуются несколькими вариантами. Отличия отображаются как сдвиг и/или деформация области гетерогенности с расширением области метастабильности и гомогенности. На рисунке показаны фазовые диаграммы Bi-Sb ($x = 0.5$) core-shell систем с радиусами 1 μm , 250 nm и 100 nm (верхний, средний и нижний ряд соответственно), при разном составе core-фазы. Заштрихована область метастабильных состояний, там глобальному термодинамическому равновесию соответствует гомогенное состояние.

Перечислены основные параметры, влияющие на фазовые равновесия при уменьшении размера системы. В первую очередь, это поверхностная энергия межфазных границ, соотношение мольных объемов компонентов, способ размещения и геометрическая форма фаз. В общем случае размещение фаз не ограничивается рассмотренной конфигурацией core-shell, поэтому может существовать множество диаграмм, отличающихся от показанных на рисунке.

Ещё одной особенностью фазовых диаграмм для систем малого объема является их зависимость от состава системы. Изменение концентрации системы на приведенных диаграммах сопровождается изменением верхней температуры расслаивания и интервала температур, в котором гетерогенное состояние метастабильно. С изменением концентрации большей термодинамической устойчивостью обладает состояние, при котором core-фаза имеет меньший объем (при $x_{\text{Sb}} \leq 0.5$ – это фаза на основе Sb). При больших x_{Sb} более устойчиво состояние с core-фазой на основе Bi.

Закономерности, связанные с концентрационной зависимостью и многовариантностью фазовых диаграмм, согласуются с утверждением [3], что для наноразмерных систем некоторые понятия, связанные с фазовыми превращениями (фазовая диаграмма, растворимость, солидус и др.), становятся неоднозначными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13_03_12225_офи_м).

Список литературы

- [1] В.Б. Федосеев, Е.Н. Федосеева. Журнал физической химии **88**, 446 (2014).
[2] В.Б. Федосеев, Е.Н. Федосеева. Письма в ЖЭТФ **97**, 473 (2013).
[3] A.S. Shirinyan, M. Wautelet, Y. Belogorodsky. J. Phys. Condens. Matter. **18**, 2537 (2006).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СЛОИСТЫХ КОМПЗИТОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЙ СПЛАВ/AL В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ

Фирстов С.А.¹, Карпов М.И.², Коржов В.П.², Горбань В.Ф.¹,
Крапивка Н.А.¹, Строганова Т.С.²

¹Украина, Институт проблем материаловедения НАН Украины;
²Россия, Институт физики твёрдого тела РАН, korzhov@issp.ac.ru

Исследовался жаропрочный композиционный материал, полученный диффузионной сваркой (ДС) под давлением пакетов ВЭС/Al(Si), собранных из фольг Al толщиной 0,1 мм и фольг высокоэнтропийных сплавов FeCoNiMnCr и FeCoNi₂MnCrCu со структурой ГЦК-твёрдых растворов толщиной 0,4 мм. Номинальное содержание Si в Al составляло ~0,5 ат. %.

Уже при 600°C система ВЭС/Al(Si) стремится понизить энтропию ВЭС за счёт диффузии его элементов в Al-слои пакета. Об этом свидетельствовал рост слоёв химического соединения MeAl₃ (рис. 1а) за счёт слоёв Al(Si).

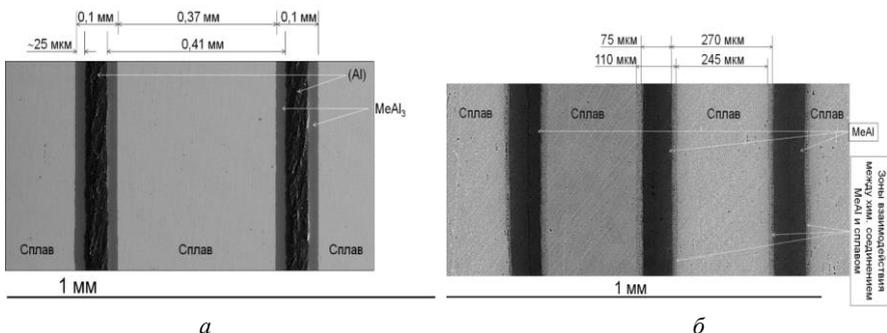


Рис. 1. Структура поперечного сечения пакетов после ДС под давлением: а – 5,3 МПа при 600°C, 2 ч; «Сплав» – ВЭС; MeAl₃, где Me = Fe, Co, Ni, Mn и Cr, – интерметаллическое соединение; (Al) – твёрдый раствор на основе алюминия; б – 73,5 МПа и 950°C в течении 30 мин

В процессе 2-го этапа ДС при 950°C и давлении 73,5 МПа происходила дальнейшая диффузия элементов ВЭС в (Al)-слой с образованием на месте Al(Si) слоёв эквиатомного соединения MeAl (рис. 1б). Между слоями MeAl и ВЭС формировались переходные зоны из дендритного слоя ВЭС + Me₃Al, прилегающего к ВЭС, и бездендритного слоя соединения Me₃Al (рис. 2а).

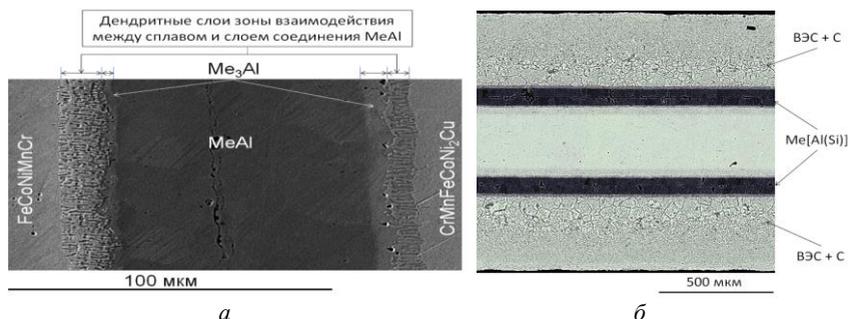


Рис. 2. ДС: 600°C / 2 ч / 5,3 МПа + 950°C / 30 мин / 73,5 МПа: а – структура зон взаимодействия между Al и сплавами FeCoNiMnCr (слева) и FeCoNi₂MnCrCu (справа); б – структура композита ВЭС/Al(Si) с науглероженными наружными слоями ВЭС

Если проводить ДС пакета, предварительно проложив между ним и пуансонами углеродные фольги, то происходило интенсивное науглероживание наружных слоёв ВЭС (рис 2б). Содержание С в них могло достигать 21,5 ат.%. Но и в этом случае с обеих сторон слоя из интерметаллида Me[Al(Si)] формировались слои интерметаллического соединения Me₃[Al(Si)] толщиной 10-15 мкм.

О КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКЕ КОЛЕБАНИЙ МУФТ ИЗ РЕЗИНОКОРДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ЗАДАВАЕМЫХ ПОТЕНЦИАЛАМИ МУНИ И БАРТЕНЕВА-ХАЗАНОВИЧА

ХАДЖИЕВА Л.А., КЫДЫРБЕКУЛЫ А.Б.

Казахстан, Казахский национальный университет им. аль-Фараби, khadle@mail.ru, almatbek@list.ru

В работе рассматривается динамика вращающихся резинокордных муфт, соединяющих наиболее перегруженные элементы кинематической цепи механизмов и машин. В силу своих особенностей, резина применяется в качестве демпферов и поглотителей колебаний. Она и подобные ей материалы относятся к физически нелинейным средам, работа которых далека от принятых в большинстве традиционных расчетных схем линейного деформирования. Поэтому авторами применяется общая теория больших упругих деформаций с физическим законом, определяющим зависимость между тензором напряжений и тензором деформаций, то есть – упругим потенциалом.

Целью работы является сравнительный анализ моделей крутильных колебаний муфт из физически нелинейного материала, упругие свойства которого задаются различными потенциалами. Авторами рассмотрены упругие потенциалы Муни [1]:

$$W = C_1 \left(\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 - 3 \right) + C_2 \left[\frac{1}{\lambda_1^2} + \frac{1}{\lambda_2^2} + \frac{1}{\lambda_3^2} - 3 \right] \quad (1)$$

и Бартенева –Хазановича [2]:

$$W = 2G(\lambda_1 + \lambda_1 + \lambda_1 - 3), \quad (2)$$

$\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ - относительное удлинение единичного элемента среды в трех главных направлениях деформации, G - модуль сдвига, $C_1 / C_2 = 0,1$. Указанные потенциалы описывают поведение упругого, несжимаемого, изотропного тела.

Для вращающейся муфты, рассматриваемой как часть соединяемых ею валов, характерным типом деформации является угол поворота сечения $\varphi(z, t)$. Полагая отсутствие депланации сечения вала и используя условия изотропности и несжимаемости резины $\lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 = 1$ при конечных деформациях, построены нелинейные модели крутильных колебаний муфты из физически нелинейного материала. В основе моделей лежат известные соотношения между перемещениями и углами поворота сечения при допущении конечности деформаций согласно второй системе упрощений В.В. Новожилова. При этом номинальное вращение муфты, одинаковое для любого элемента ее сечения, не принималось во внимание. Полученные модели существенно отличаются от известного в литературе линейного уравнения крутильных колебаний вала [3]. В работе проведен их численный анализ. Для этого решение модели с распределенными параметрами традиционно представлялось через разложение по спектру колебаний угла закручивания муфты по ее длине (первая форма колебаний) и временной составляющей. Оно характеризует изменение угла кручения сечения муфты f во времени t .

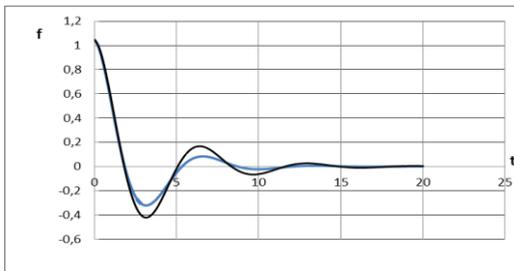


Рис. 1 - Амплитуда колебаний муфты

Результаты исследований свидетельствуют о хорошем согласии результатов исследований моделей, построенных на основе потенциалов Муни и Бартенева-Хазановича. Это говорит о том, что экспериментально полученные потенциалы Муни и Бартенева-Хазановича идентично описывают свойства физически нелинейных сред типа резины, что находит свое

подтверждение в теоретических исследованиях динамики конструкций из данных материалов.

1. Трелоар Л. Физика упругости каучука. – М.: ИЛ, 1953. – 240 с.
2. Черных К.Ф. Нелинейная теория упругости в машиностроительных расчетах. – Л.: Машиностроение, 1986. – 336 с.
3. Филиппов И. Г. Математическая теория колебаний упругих и вязкоупругих пластин и стержней. – Кишинев: Штиинца, 1988. – 188 с.

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ЛИНЕЙНО-УПРУГОЙ КЕРАМИКИ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ

ХВОРОСТЯНЫЙ В.В.

Украина, Институт проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины,
plh2002@ukr.net.

Хрупкое разрушение, характерное для изделий и деталей машин из керамических материалов, что подвергаются механическим нагрузкам в процессе эксплуатации, затрудняет или ограничивает их использование для разнообразных нужд промышленности. Наиболее слабыми местами являются кромки изделий, будь это режущие инструменты или устройства восстановительной медицины (имплантаты). В этой связи чрезвычайно важны данные о сопротивлении материалов разрушению при локальных скалываниях кромок. Разрабатываемые в настоящее время экспериментальные методы определения механического поведения керамики в данных условиях позволяют получать статистически достоверные результаты. При этом их получение является технически малозатратным и экономически эффективным.

В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования линейно-упругой однофазной керамики методом царапания индентором Роквелла поверхности образца до скалывания его кромки (S+EF метод).

В качестве параметра сопротивления разрушению используется величина F_{RS} , определяемая как среднее значение для рассматриваемого массива данных отношения разрушающей нагрузки P_f (нагрузка скалывания кромки образца) к расстоянию разрушения L (расстояние от кромки образца до крайней точки шрама скола на плоскости нагружения):

$$F_{RS} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{P_{fi}}{L_i}$$

где n - количество экспериментов.

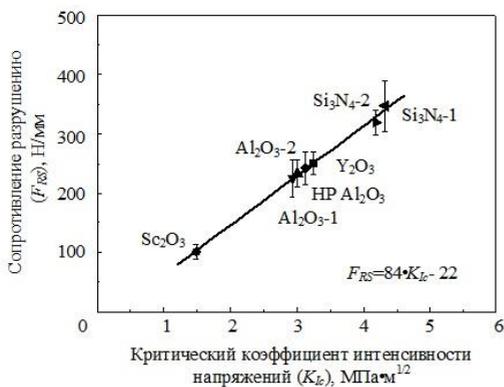


Рисунок. Диаграмма с зависимостью "сопротивление разрушению F_{RS} – критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} " ("S+EF зависимость для линейно-упругой однофазной керамики").

На основании анализа экспериментальных данных была найдена корреляционная зависимость между величинами сопротивления разрушению F_{RS} и критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} (рисунок). Существование такой зависимости является еще одним доказательством правомерности использования

предложенного критерия разрушения (величины сопротивления разрушению) при краевом скалывании линейно-упругой однофазной керамики, которая подобна идеально хрупкому твердому телу.

Однако, результаты испытаний некоторых керамических материалов (субмикронного оксида алюминия, карбида кремния), имеющих более высокую твердость, чем представленная керамика, отображаются на диаграмме выше указанной линейной зависимости. Такая же картина наблюдается и для стекол различных составов. Очевидно, отличия в механизмах разрушения всех этих материалов при локальном скалывании кромки индентором Роквелла (характеризуются большими энергозатратами для образования разрушающей трещины, разной повреждаемостью поверхности материалов, ее смятии и дроблении под индентором) может служить объяснением их не соответствия корреляционной зависимости.

ПРИМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ПО ВЕЙБУЛЛУ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ДОСТОВЕРНОСТИ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КРОМОК ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЖУЩИХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б.

*Украина, Институт проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины,
plt2002@ukr.net.*

Для анализа результатов механических испытаний хрупких и квазихрупких материалов широко применяют статистические методы обработки данных на основе распределения Вейбулла. Такие подходы позволяют достоверно оценивать и прогнозировать закономерности механического поведения материалов при различных условиях нагружения.

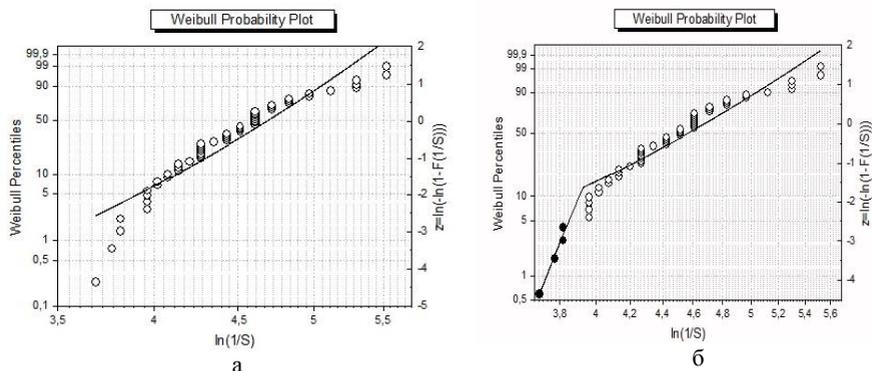


Рисунок 1. Мономодальная (а) и бимодальная (б) аппроксимации экспериментальной зависимости распределения Вейбулла результатов испытания твердого сплава ВК8 на сканирование пуансоном вдоль кромки пластины.

Целью настоящего исследования является разработка аналитических подходов для повышения достоверности оценки повреждаемости кромок режущих твердосплавных

пластин при сканировании нагруженным цилиндрическим пуансоном вдоль этих кромок. В качестве примера представлено испытание данным методом пластины твердого сплава ВК8 с модификацией рабочих поверхностей, заключающейся в выполнении магнитно-абразивной обработки до и после нанесения столбчатого твердого ($3000\text{ HV}_{0,05}$) износостойкого покрытия TiAlN толщиной 5 мкм.

Показана методология использования мономодальной и бимодальной аппроксимации распределения Вейбулла и предложен аналитический способ нахождения точки излома кусочно-линейной аппроксимации результатов, что целесообразно проводить для учета области низких значений вероятности, которые являются определяющими с точки зрения работоспособности режущего инструмента (рис. 1). Как показано на рис. 2 предложенная обработка позволяет увеличить в 2 – 8 раз точность оценки повреждаемости кромки твердосплавной пластины для вероятностей $F=0,01 \dots 0,0001$.

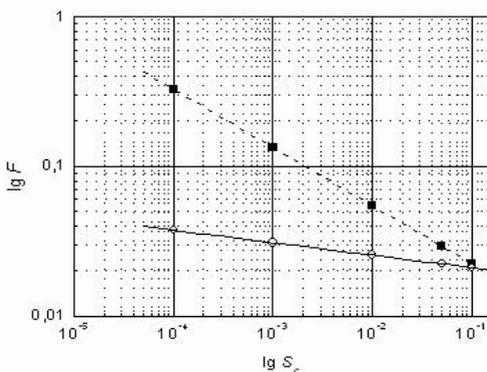


Рисунок 2. Зависимость параметра площади скола S_c на рабочей поверхности пластины твердого сплава ВК8 от вероятности образования сколов F ($F=0,0001 \dots 0,10$) для случаев мономодальной (■) и бимодальной (○) аппроксимации экспериментальной зависимости распределения Вейбулла.

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТЕКЛА ПРИ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ ИНДЕНТОРОМ РОКВЕЛЛА ВБЛИЗИ КРОМКИ ОБРАЗЦА

Хворостяный В.В.

Украина, Институт проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины,
plt2002@ukr.net.

Стекло является одним из самых распространенных материалов, используемых в различных областях человеческой деятельности, несмотря на то, что оно хрупкое и склонное к катастрофическому разрушению. Эта особенность стекла часто отрицательно влияет на многие желательные его применения в технике и медицине, а также неоправданно ограничивает режимы его нагружения. Поэтому много внимания уделяется исследованиям сопротивления разрушению стекла, что необходимо для обоснования его использования в качестве конструкционного материала, в частности в транспортном машиностроении и строительной отрасли.

Целью настоящего исследования является определение механического поведения силикатных стекол различных составов при локальных нагрузениях, осуществленное методом царапания индентором Роквелла поверхности образца до скалывания его кромки (S+EF метод).

За критерий разрушения была принята величина среднего значения для рассматриваемого массива измерений отношения разрушающей нагрузки P_f (нагрузка скалывания кромки образца) к расстоянию разрушения L (расстояние от кромки образца до крайней точки шрама скола на плоскости нагружения), получившего название сопротивления разрушению F_{RS} .

Фрактографический анализ результатов испытаний позволил выявить особенности скалывания кромок стекол и предложить классификацию разрушений на две существенно отличающиеся группы. Для первой группы характерными были «ракушкообразные» сколы, являющиеся следами квазиконических трещин, тогда как ко второй группе относились частично сформированные сколы с незамкнутыми поверхностями разрушений, имеющие ответвленные и хаотически направленные трещины. На основании данной классификации были представлены корреляционные зависимости между соотношениями величин сопротивления разрушению F_{RS}^II / F_{RS}^I , вычисленных для двух групп сколов каждого стекла и соответствующими значениями критических коэффициентов интенсивности напряжений K_{Ic} (рисунок).

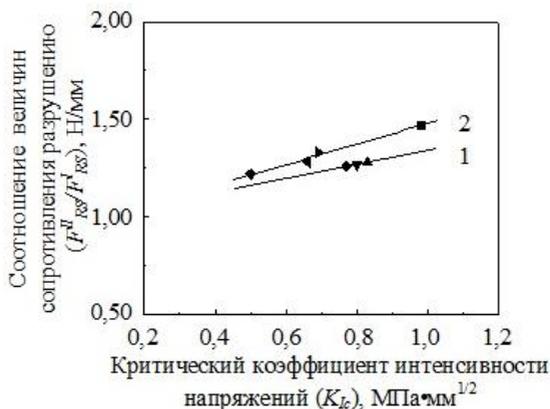


Рисунок. Корреляционная зависимость «отношение величин сопротивления разрушению F_{RS}^II / F_{RS}^I – критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} »

для исследуемых видов стекла: β – стекло кварцевое оптическое КИ; Ω – стекло кварцевое оптическое КВ; Λ – стекло кварцевое техническое; $!$ – стекло листовое; Λ – тяжелый флинт ТФ-2; $!$ – стекло оптическое; β – стекло техническое (1 – аппроксимация по экспериментальным данным, соответствующим «нормальным» стеклам (техническим и оптическим стеклам), коэффициент корреляции $R^2=0,99$; 2 – аппроксимация по экспериментальным данным, соответствующим «аномальным» стеклам (кварцевым стеклам), коэффициент корреляции $R^2=0,99$).

Таким образом, S+EF метод может быть рассмотрен в качестве технически простого, экономически доступного метода испытаний стекол, данные которого статистически достоверны и коррелируют со значениями трещиностойкости.

ОЦЕНКА ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

ХЛЫБОВ А.А.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.
Алексеева, hlybov_52@mail.ru*

Одной из основных задач развития современного машиностроения, является обеспечение безопасной, безаварийной эксплуатации конструкций, как в целом, так и отдельных ее элементов. Существует значительное количество объектов, требующих повышенного внимания. В первую очередь это объекты, в которых разрушение отдельных конструктивных узлов приводит к катастрофическим последствиям, например, объекты атомной энергетики, авиация, железнодорожный транспорт и т.д. Для многих объектов недопустимым является наличие трещин.

Длительный срок службы конструкций приводит к проявлению в разные периоды эксплуатации различных механизмов деградации материала, инкубационные периоды которых протекают скрытно. Предельное состояние материала, из которого изготовлены машин и конструкции зависят от искажения структуры, накопленных повреждений в процессе эксплуатации. Для обеспечения безопасной и безаварийной эксплуатации, необходима надежная оценка текущего состояния материала конструкций на этапе накопления рассеянных повреждений. Решение проблемы контроля накопленных повреждений является актуальным при продлении ресурса конструкций, в материале которых видимые повреждения отсутствуют.

В качестве метода оценки степени поврежденности структуры используется акустический метод. Это вполне естественно, так как параметры упругих волн, зависят от характеристик исследуемой среды: плотности, модулей упругости, размера и геометрии структурных неоднородностей и т.д.

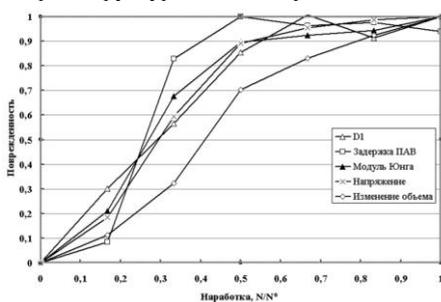


Рис. 1. Накопление поврежденности в образце от наработки ($\Delta \varepsilon = 0,3$).

головных волн) с точностью 10^{-9} с, затухания.

Для описания поликристаллических материалов, среды с повреждениями используется структурная модель среды с повреждениями, используется понятие

Для решения задач диагностики требуется проведение прецизионных измерений амплитудных, временных и частотных характеристик упругих волн. Для этого разработан измерительно-вычислительного комплекса «АСТРОН» с соответствующим программным обеспечением. «АСТРОН», позволяет проводить измерения задержек (времени распространения продольных, сдвиговых, поверхностных и

функции повреждений (поврежденность) Ψ , которая может быть измерена с помощью упругих волн. В предложенной модели в неповрежденном материале $\Psi = 0$, в момент достижения предельного состояния, соответствующему зарождению трещины $\Psi = 1$. Физический смысл критерия заключается в соотношении текущих акустических параметров с абсолютным диапазоном изменения этих параметров.

Приводятся результаты применимости используемой модели на образцах из стали 08X18H10T. Условия проведения испытаний: циклическое (симметричный цикл), жесткое изотермическое нагружение (растяжение-сжатие) с постоянной амплитудой полной деформации. Показано поведение упругих модулей в зависимости от числа циклов. В уравнение Коффина-Мэнсона для представленных выше образцов может быть записано через параметры текущей поврежденности, использующей акустические характеристики:

$$N = 5365 \cdot (2,53 \cdot 10^{-5} D - 0,209)^{-1,913}$$

ОЦЕНКА ДЛИТЕЛЬНОСТИ СТАДИИ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ СТАЛИ 15КП

ЦЫБАНЁВ Г.В., КУРАШ Ю.П.

Украина, Киев, Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренко НАН Украины, kurash@ippl.kiev.ua

В исследованиях на усталость известны несколько подходов для определения границы перехода от стадии зарождения трещины к стадии ее роста. В большинстве случаев эти подходы связаны с измерением размера трещины, а сам размер выбирается исходя из технических возможностей экспериментатора. В случае фреттинг-усталости зарождение трещины происходит в зоне контакта, доступ к которой связан с необходимостью демонтажа устройства для создания фреттинг-контакта и, следовательно, к нарушению условий контактирования поверхностей, создавшихся в результате воздействия циклической нагрузки. Поэтому принято, что условием зарождения трещины фреттинг-усталости является образование в образце дефекта, который приводит к снижению исходного предела выносливости при «чистой» усталости. Непосредственное определение размера такого дефекта (трещины) затруднительно, но число циклов нагружения до его образования может быть определено экспериментально методом двухступенчатых испытаний в сочетании с методом «лестницы».

Предварительно определен предел выносливости при «чистой» усталости гладких образцов в условиях симметричного растяжения – сжатия ($\sigma_{-1} = 190$ МПа) и построена кривая фреттинг-усталости для этих же образцов при контакте плоскость – плоскость и номинальном контактном давлении 90 МПа. Двухступенчатые испытания проводили на двух уровнях амплитуды напряжений по схеме: циклическое нагружение образцов в условиях фреттинга с различной наработкой, затем демонтаж приспособления для создания фреттинга и испытание при «чистой» усталости на уровне σ_{-1} . В зависимости от разрушения или отсутствия разрушения образца до базы испытаний (10^7 цикл) следующий образец на этом уровне напряжения подвергался соответственно меньшей или большей наработке в условиях фреттинга, определяемой зависимостью:

$$n_{fr,i} = n_{fr,i-1} \pm d,$$

где i – номер опыта, d – интервал между уровнями наработки в условиях фреттинга, определяемый как стандартное отклонение долговечности при построении кривой фреттинг-усталости.

В приведенной зависимости знак “-” принимается в случае разрушения образца в опыте $i-1$ и знак “+” – в случае отсутствия разрушения на базе испытаний. Значение $n_{fr,i}$, соответствующее долговечности до зарождения трещины фреттинг-усталости $N_{in,fr}$, определяли с использованием метода максимального правдоподобия [1]. По этим результатам построена кривая фреттинг-усталости по критерию зарождения трещины.

Выполнено сопоставление долговечностей по зарождению трещины и по окончательному разрушению при испытанных условиях фреттинга, используя уравнения линий регрессии. Результаты расчета приведены в таблице. Из этих данных следует закономерность, которая характерна и для «чистой» усталости: длительность стадии зарождения трещины изменяется в зависимости от уровня напряжения и общей долговечности. Высоким уровням напряжений соответствует более раннее зарождение трещины, а низким – более позднее. При изменении долговечности до полного разрушения образца от 10^4 цикл до циклической наработки, соответствующей абсциссе точки перелома кривой усталости (уровень предела фреттинг-выносливости, 130 МПа) доля стадии зарождения трещины фреттинг-усталости изменяется в пределах 17...67.3% от общей долговечности.

Таблица. Долговечность до разрушения (N_{fr}) и до зарождения трещины $N_{in,fr}$ при фреттинг-усталости

Амплитуда напряжения, МПа	Долговечность, относительная		
	$N_{fr} \cdot 10^{-4}$, цикл	$N_{in,fr} \cdot 10^{-4}$, цикл	$N_{in,fr} / N_{fr}$
240,0	1	0,17	0,17
197,9	10	2,88	0,288
155,74	100	48,76	0,487
143,06	200	114,26	0,571
130,0	408,32	274,7	0,673

1. Dixon W.J., Mood A.M. A method for obtaining and analyzing sensitivity data // Journal Amer. Statist. Ass. – 1948. – Vol.43. – P. 109-126.

**ДИАГРАММА ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ОТРАЖАЮЩАЯ
ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА В
ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТИ**

ЦЫБАНЁВ Г.В., НОВИКОВ А.И.

Украина, Киев, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины,
andrii.i.novikov@gmail.com

В расчетах напряженно-деформированного состояния (НДС) элементов конструкций при переменных нагрузках используют диаграммы циклического

деформирования (ДЦД), полученные по стабилизированным значениям неупругих деформаций (НД). Это не позволяет учитывать кинетику НДС, обусловленную изменением НД при увеличении числа циклов нагружения, что сказывается на погрешности расчета долговечности. В докладе предлагается усовершенствование описания ДЦД.

ДЦД учитывающую накопление усталостных повреждений за счет исчерпания пластичности назовем полной. Для ее описания используем ДЦД на стадии стабилизации деформаций с модифицированной частью, которая отвечает за изменение неупругих деформаций при наработке [1]:

$$\varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon) = \varepsilon_e(\sigma_a) + \varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon), \quad (1)$$

где $\varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon)$, $\varepsilon_e(\sigma_a)$, $\varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon)$ – функции, которые описывают амплитуду полной, упругой и неупругой составляющих полной ДЦД, соответственно.

Полагаем, что изменение размаха неупругой деформации нелинейно зависит от приложенной амплитуды нагружения и от повреждения материала, вызванного циклической наработкой:

$$\varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon) = \varepsilon_{ine,s}(\sigma_a) \cdot f(\sigma_a, D_\varepsilon). \quad (2)$$

где $\varepsilon_{ine,s}(\sigma_a)$ – функция НД от σ_a на стадии их стабилизации; $f(\sigma_a, D_\varepsilon)$ – функция повреждения, которая учитывает изменение НД при наработке.

Для описания функции НД на стадии их стабилизации, предлагается использовать пластическую составляющую уравнения Осгуда–Рамберга [1], в виде:

$$\varepsilon_{ine,s}(\sigma_a) = \left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{1/m}. \quad (3)$$

где K , m – коэффициенты уравнения диаграммы (3) на стадии стабилизации НД.

На основании проведенного анализа НД принимаем функцию $f(\sigma_a, D_\varepsilon)$ как:

$$f(\sigma_a, D_\varepsilon) = L_0(\sigma_a) + D_\varepsilon \cdot (L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)), \quad (4)$$

где функции $L_0(\sigma_a)$, $L_K(\sigma_a)$ запишутся в виде:

$$L_0(\sigma_a) = L_{0,0} + \frac{L_{0,K} - L_{0,0}}{\sigma_K - \sigma_{-1}} \cdot (\sigma_a - \sigma_{-1}); \quad (5)$$

$$L_K(\sigma_a) = L_{K,0} + \frac{L_{K,K} - L_{K,0}}{\sigma_K - \sigma_{-1}} \cdot (\sigma_a - \sigma_{-1}),$$

где σ_K – критическое напряжение усталости (по В.С.Ивановой), соответствующее N_K по кривой усталости; σ_{-1} – предел выносливости при симметричном цикле; $L_{0,0}$, $L_{0,K}$, $L_{K,0}$, $L_{K,K}$ – значения неупругой деформации в начальном и конечном состоянии, отнесенные к ее среднему значению при σ_{-1} и σ_K , соответственно.

Используя приведенные зависимости (1)-(5), уравнение полной ДЦД запишется так:

$$\varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon) = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{1/m} \left[L_0(\sigma_a) + D_\varepsilon \cdot (L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)) \right]. \quad (6)$$

Функцию усталостного повреждения D_ε можно определить исходя из описанной ранее модели предельного исчерпания циклической пластичности [1]:

$$D_\varepsilon = \frac{\sigma_T - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}}, \quad (7)$$

где σ_T , $\sigma_{T,0}$, $\sigma_{T,cr}$ – текущее, исходное и критическое значения циклического предела текучести.

Согласно модели [1], критерием предельного состояния материала есть условие $\sigma_T = \sigma_{T,cr}$. В начале нагружения, когда $\sigma_T = \sigma_{T,0}$ [1], функция повреждения равняется 0, при достижении предельного состояния она равняется 1.

Таким образом, уравнение (6) представляет аналитическое описание полной ДЦД, включающее изменения неупругих свойств материала при накоплении усталостного повреждения и может быть использовано при оценке чувствительности материалов к концентрации напряжений [2].

1. Tsyban'ov G.V., Novikov A.I. Ultimate hardening/softening model of material for fatigue crack initiation onset and determination of its parameters// International Journal of Fatigue. – Vol. 39, 2012. – P. 15-24.

2. Одинг И.А. Метод определения циклической вязкости и применения его при расчетах концентрации напряжений// Вестник машиностроения. – №1, 1948.

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧАЕМЫХ НА ПРОШИВНОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ТПА С НЕПРЕРЫВНЫМ И ПИЛИГРИМОВЫМ РАСКАТНЫМИ СТАНАМИ

ЧЕПУРИН М.В.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования «Национальный исследовательский
университет «МЭИ»
ChepurinMV@mpei.ru*

При получении горячекатаных бесшовных труб [1], одним из основных процессов является прошивка заготовки в гильзу и последующая ее раскатка в черновую трубу. В последнее время на заводах РФ планируется модернизация трубопрокатных агрегатов (ТПА) и замена старых пилигримовых раскатных станов, на более производительные непрерывные. Такая модернизация планируется на ЧТПЗ и СТЗ.

В предлагаемой работе проведено сравнение по параметрам циклического формоизменения [2, 3] режимов прошивки, при использовании разных типов раскатных станов.

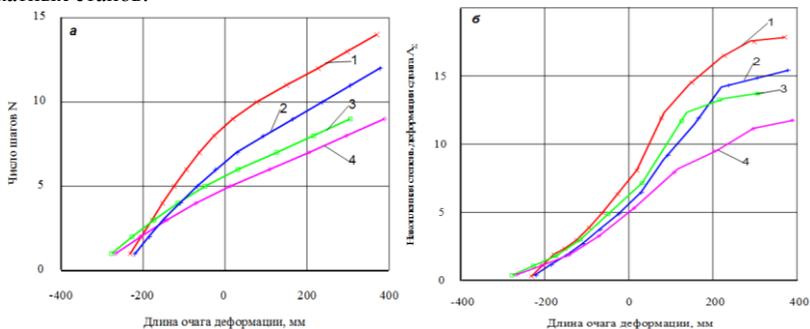


Рисунок. Распределение числа шагов (а) и накопленной степени деформации сдвига (б) по длине очага деформации для режимов прошивного стана ТПА Северского завода: 1, 2 – режимы деформации прошивного стана Северского завода при работе с непрерывным раскатным станом; 3, 4 – с пилигримовым раскатным станом (1 и 3 – тонкостенные гильзы; 2 и 4 – толстостенные)

После проведение расчетов, были построены зависимости (рисунок) и проведено сопоставление режимов прошивки на стане Северского завода с применением разных раскатных станов: до модернизации на действующем пилигримовом, и на проектируемом непрерывном. Следует отметить, что после установки непрерывного стана, возможно, удастся получить лучшие параметры по проработке структуры.

Список используемых источников

1. Данилов Ф.А., Глейберг А.З., Балакин В.Г. Производство стальных труб горячей прокаткой. – М.: Металлургиздат, 1954. – 597 с.
2. Голубчик, Р. М., Меркулов Д. В. , Клемперт Е. Д., Чепурин М. В., Новиков М. В., Татаркин И. А. Моделирование формоизменения при прошивке заготовок в косовальковых станах. Черные металлы. – 2008. – № 11. – с. 11-15.
3. Golubchik R. M., Lebedev A. V. New methods piercing mills setting relating to the cyclic forming of hollows. History and future of seamless steel tubes (7-th International Conference)/ Karlovy Vary, 1990, November, p. 1/8 – 17.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАРЕНИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ

Чукин Д.М., Кошцева Н.В.

*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Россия, Chukindmitry@gmail.com*

Основным свойством инварных сплавов является низкая величина температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР). Однако известные инварные сплавы имеют неудовлетворительные дополнительные свойства: прочность, твердость. В связи с этим были созданы новые типы инварных сплавов на основе системы Fe-Ni-C с дополнительным легированием карбидообразующими элементами. При этом формирование конечных свойств изделий из этих сплавов в значительной степени определяется режимами термической обработки в процессе их изготовления, включая старение при различных температурах.

Учеными ФГБОУ ВПО «МГТУ им. Г.И. Носова» совместно со специалистами ОАО «Мотовилихинские заводы» (Пермь) реализуется проект по созданию мини завода по производству заготовок из инновационных высокопрочных сплавов инварного класса. Целью настоящей работы является изучение особенностей структуры полученной в результате старения после закалки от различных температур высокопрочных сплавов инварного класса системы Fe-Ni-C, дополнительно легированных кобальтом и молибденом и ванадием, которым были присвоены названия 30НУК, 32НУФК, 32НУМ и 34НУФМ, исходя из их химического состава. Для достижения поставленной цели был проведен комплекс электронно-микроскопических исследований, а также микрорентгеноспектральный анализ образцов после старения и твердость.

Исследуемые сплавы после закалки от 1200 °С в воде были подвергнуты старению при температурах: 300, 500, 600, 650, 700, 750 и 800 °С с выдержкой в течение 1 часа, чтобы обеспечить распад пересыщенного γ -твердого раствора и повышение прочностных характеристик.

Установлено, что в микроструктуре сплава 32НУФК, после старения обнаруживаются частицы, представляющие собой преимущественно комплексные карбиды, в состав которых входят V и Ti. При этом количество дисперсных частиц карбидов на основе VC при старении при 300 °С невелико и существенно увеличивается при старении при 650 °С, практически не изменяясь при дальнейшем повышении температуры. Изменения, происходящие при нагреве закаленных сплавов 32НУМ и 34НУФМ, аналогичны тем, которые происходят в сплаве 32НУФК. Различия заключаются в том, что карбиды помимо V и Ti содержат Mo, который также является сильным карбидообразователем. Это обеспечивает повышенное содержание карбидной фазы в микроструктуре сплавов, дополнительно легированных молибденом и, соответственно, большее упрочнение их при термической обработке.

Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор № 02.G25.31.0040; программы стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг.

Список использованной литературы:

1. Колокольцев В.М., Чукин М.В., Голубчик Э.М., Родионов Ю.Л., Бухвалов Н.Ю. Освоение новых технологий производства многофункциональных сплавов инварного класса с повышенными эксплуатационными свойствами // *Металлургические процессы и оборудование*. 2013. № 3. С. 47-52.
2. Чукин М.В., Голубчик Э.М., Кузнецова А.С., Родионов Ю.Л. Кормс И.А., Бухвалов Н.Ю., Касаткин А.В. Разработка композиций многофункциональных сплавов инварного класса с расширенными эксплуатационными характеристиками // *Вестник МГТУ им Г.И. Носова*, 2013, № 3. С. 56 – 60.
3. Чукин М.В., Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Чукин Д.М., Медведева Е.М. Исследование режимов термической обработки при производстве высокопрочных инварных сплавов нового поколения. // *Металлург*. 2014. № 4. С. 97-102.
4. Захаров А.И. Физика прецизионных сплавов с особыми тепловыми свойствами. М.: *Металлургия*, 1986, 97 с.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ СУПЕРГИДРОФОБНЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ТЕКСТУРИРОВАНИЯ

ШАГИЕВА Ф.М., ЕМЕЛЬЯНЕНКО А.М., ДОМАНТОВСКИЙ А.Г., БОЙНОВИЧ Л.Б.
Россия, ИФХЭ им. А.Н. Фрумкина РАН, shagieva.farida@physics.msu.ru

Благодаря своей широкой области применения, супергидрофобные покрытия представляют особый интерес, как для фундаментальной науки, так и для промышленности. В настоящее время из-за своих уникальных свойств они активно используются для защиты инженерных материалов от коррозии, обледенения, биообрастания, загрязнения и т.п. Однако, слабая механическая стойкость препятствует их применению в экстремальных условиях эксплуатации. В связи с этим, были предприняты большие усилия для разработки супергидрофобных поверхностей, которые демонстрируют долговременную химическую и механическую стойкость.

В данной работе мы представим метод создания прочного супергидрофобного покрытия на нержавеющей стали. Для придания поверхности стали мультимодальной шероховатости была использована наносекундная лазерная обработка. Получающийся рельеф имеет форму параллельных, с периодом в несколько микрон, гребней, покрытых наночастицами. Дальнейшая обработка такой поверхности функциональными фторсиланами, приводящая к снижению поверхностной энергии, позволяет получить супергидрофобные покрытия с углами смачивания более 170° и углами скатывания менее 5° . Мы продемонстрируем влияние различных механических нагрузок и длительного контакта с водной фазой на эволюцию супергидрофобных свойств изготовленных покрытий. Будет показано, что выбор соответствующего режима лазерной обработки позволяет изготовить покрытия, устойчивые к абразивному износу и кавитации.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО SPS-МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ НАНОПОРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ

ШЕВЦОВА Л.И.

*Россия, Новосибирский государственный технический университет,
edeliya2010@mail.ru*

Интерметаллид Ni_3Al является перспективным конструкционным материалом для ряда отраслей химического и авиационного машиностроения, что обусловлено повышенным комплексом физико-механических свойств, высокой коррозионной стойкостью и стойкостью к окислению этого материала. Однако из-за характерной интерметаллиду повышенной хрупкости при комнатной температуре получение бездефектных изделий из этого материала является сложной технологической задачей [1]. Одно из решений отмеченной проблемы может быть основано на применении технологии искрового плазменного спекания (SPS) механически активированных нанопорошков [2]. Особенностью SPS-метода по сравнению с обычными методами спекания является сокращение времени пребывания материала в высокотемпературном состоянии. Благодаря этому после спекания сохраняется исходная микроструктура, что способствует повышению комплекса механических свойств спечённых материалов [2,3]. Цель данной работы заключалась в получении высокопрочных компактных изделий на базе интерметаллида Ni_3Al с использованием технологии искрового плазменного спекания механически активированных нанопорошков никеля и алюминия.

В качестве исходных материалов были использованы пассивированные нанопорошки никеля (95,8% Ni, 70 нм) и алюминия (84,9% Al, 90 нм). Порошки были получены электровзрывным методом. Нанопорошки были взяты в соотношении (Ni + 13,29 мас. % Al), которое соответствует соединению Ni_3Al . Предварительную механическую активацию порошковой смеси проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в атмосфере аргона в течение трех минут. Искровое плазменное спекание порошковой смеси проводили на установке Labox-1575. Спекание осуществляли под давлением равным 40 МПа, при температуре - 1100 °С. Скорость нагрева составляла 100 °С/мин, время выдержки - 5 мин. Оптимальные режимы спекания были определены в работе [3]. В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе. Механические испытания выполняли при комнатной температуре на машине

Instron 3369. Скорость перемещения траверсы составляла 0,5 мм/мин. Относительная плотность спечённого материала составляет ~ 95 % (плотность Ni_3Al – 7,5 г/см³). Такое значение плотности является достаточным для достижения высоких прочностных свойств.

Методами рентгенофазового анализа в компакте, полученном SPS-методом механически активированной смеси нанопорошков, обнаружены три фазы - интерметаллид Ni_3Al , оксид алюминия Al_2O_3 и никель. Наличие пиков Al_2O_3 , зафиксированных на рентгенограмме SPS образцов, обусловлено использованием в исходных реакционных смесях нанопорошков алюминия, полученных электровзрывным методом с использованием этапа длительной пассивации воздухом. Содержание чистого металла в порошке после пассивации снижается до 85 мас. %. В результате SPS спекания при температуре 1100 °С таких реакционных смесей, происходит кристаллизация аморфного оксида алюминия. Присутствие в спеченном материале никеля можно объяснить дефицитом алюминия для образования интерметаллида.

Уровень микротвердости полученного материала составляет 6540 МПа, что значительно превышает микротвердость алюминида никеля, полученного методами литья, горячей экструзии и прессования (3300 – 3600 МПа). Можно предположить, что одним из факторов, способствующих повышению микротвердости спеченных компактов, является присутствие в сплаве множества мелкодисперсных частиц оксида алюминия. Предел прочности при изгибе для компакта, сформированного в результате SPS-спекания механически активированной смеси нанопорошков, составляет 1160 МПа. Это почти в два раза больше по сравнению с прочностью образца, полученного при спекании крупнопорошковой смеси никеля и алюминия.

Литература

1. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // *Intermetallics*. – 1996. – No 4. – P. 357–375.
2. Hulbert D., Jiang D., Dudina D., Mukherjee A. The synthesis and consolidation of hard materials by spark plasma sintering // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* – 2009. – No 27(2). – P. 367-375.
3. Шевцова Л.И., Батаев И.А., Мали В.И., Анисимов А.Г., Лазуренко Д.В., Самейщева Т.С. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15 // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты*. – 2013. – №4(61). – С. 35-42.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА НА ТРЕХРОЛИКОВОЙ ГИБОЧНОЙ МАШИНЕ

Шинкин В.Н.¹, Барыков А.М.²

¹Россия, НИТУ «МИСЦ», shinkin-korolev@yandex.ru; ²Россия, ОАО «ВМЗ»

Пусть t – шаг между нижними роликами, H_2 – величина обжатия срединной поверхности стального листа на втором ролике, h – толщина стального листа, R – радиус рабочих роликов, $R_0 = R + h/2$; σ_T , E , P_p и P_c – предел текучести, модуль Юнга и модули упрочнения стали при растяжении и сжатии; ρ_i и $\varepsilon_i = 1/\rho_i$ – радиусы кривизны и кривизна срединной линии листа в точках ее касания с роликами, ϕ_i – углы точек касания листа и роликов ($i = 1, 2, 3$) (рис. 1).

Коэффициент пружинения нейтральной линии листа при радиусе кривизны ρ равен

$$\beta(\rho) = \left\{ 1 - \left[3\xi - 4\xi^3 + \eta(1 - 3\xi + 4\xi^3) \right] \right\}^{-1}, \quad \xi = \rho \sigma_T / (h E), \quad \eta = (\Pi_p + \Pi_c) / (2E).$$

Введем три локальных прямоугольных декартовых систем координат $y-z$ в точках касания листа с рабочими роликами листопрямильной машины. Оси z направим по касательной к поверхности роликов слева направо, а оси y – перпендикулярно к оси z в сторону центров соответствующих роликов. Будем аппроксимировать в этих системах координат нейтральную линию листа (между соседними точками касания листа и роликов) с помощью кубических полиномов вида $y(z) = a z^2 - b z^3$ (метод Шинкина). Обозначим a_i и b_i – коэффициенты кубических полиномов в i -ой системе координат.

Первый и второй ролики

$$z_2 = (t/2 - R \sin \varphi_1 - R \sin \varphi_2) \cos \varphi_1 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_1) - R(1 - \cos \varphi_2)] \sin \varphi_1,$$

$$y_2 = -(t/2 - R \sin \varphi_1 - R \sin \varphi_2) \sin \varphi_1 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_1) - R(1 - \cos \varphi_2)] \cos \varphi_1,$$

$$a_1 = (3y_2 + tg(\varphi_1 - \varphi_2)z_2) / z_2^2, \quad b_1 = (2y_2 + tg(\varphi_1 - \varphi_2)z_2) / z_2^3,$$

$$\varepsilon_{12} = 2a_1, \quad \rho_{12} = 1/(2a_1), \quad \varepsilon_{21} = (2a_1 - 6b_1z_2) / \left[1 + (2a_1z_2 - 3b_1z_2^2)^2 \right]^{3/2}, \quad \rho_{21} = 1/\varepsilon_{21}.$$

Второй и третий ролики

$$z_3 = (t/2 + R \sin \varphi_2 - R \sin \varphi_3) \cos \varphi_2 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_2) - R(1 - \cos \varphi_3)] \sin \varphi_2,$$

$$y_3 = -(t/2 + R \sin \varphi_2 - R \sin \varphi_3) \sin \varphi_2 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_2) - R(1 - \cos \varphi_3)] \cos \varphi_2,$$

$$a_2 = (3y_3 - tg(\varphi_2 + \varphi_3)z_3) / z_3^2, \quad b_2 = (2y_3 - tg(\varphi_2 + \varphi_3)z_3) / z_3^3,$$

$$\varepsilon_{23} = 2a_2, \quad \rho_{23} = 1/(2a_2), \quad \varepsilon_{32} = (2a_2 - 6b_2z_3) / \left[1 + (2a_2z_3 - 3b_2z_3^2)^2 \right]^{3/2}, \quad \rho_{32} = 1/\varepsilon_{32}.$$

Граничные условия задачи имеют вид

$$\rho_{12} = \rho_1, \quad \rho_{21} = -\rho_{23}, \quad \rho_{32} = \beta(\rho_{23})\rho_{23}.$$

Решая систему уравнений при $t = 0,27$ м, $R = 0,125$ м, $h = 0,01$ м, $E = 2 \cdot 10^{11}$ Па, $\sigma_T = 500 \cdot 10^6$ Па, $H_2 = 0,024$ м и $\rho_1 = \infty$ м, получаем $\rho_2 = 0,225$ м, $\rho_3 = -0,272$ м, $\varphi_1 = 15,83^\circ$, $\varphi_2 = 3,16^\circ$, $\varphi_3 = 20,63^\circ$ (рис. 1).

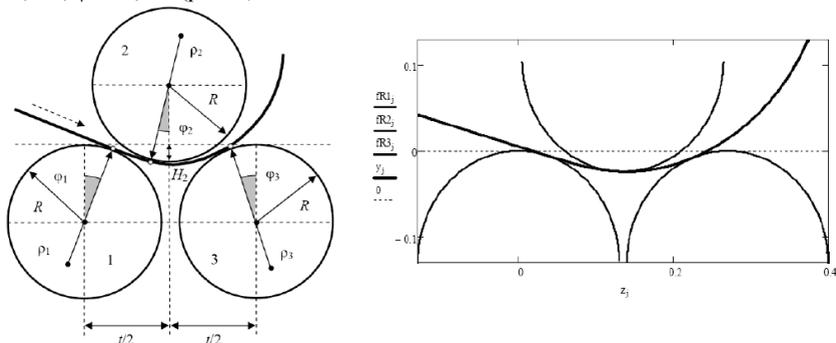


Рис. 1. Гибка стального листа на трехроликовой машине

О ВЛИЯНИИ МАГНИТО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шипко М.Н.¹, Коровушкин В.В.², Степович М.А.^{3,1}

¹ Россия, Ивановский филиал Российского экономического университета
им. Г.В. Плеханова

² Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

³ Россия, Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского

¹ ivrgteu_nir@mail.ru, ² krvsvch@mail.ru, ³ m.stepovich@rambler.ru

Результаты наших экспериментальных исследований прецизионных сплавов Fe₃(SiAl) (сендаст), используемых в приборах точной механики, работающих в динамическом режиме, а также в видеозаписывающих устройствах, показывают, что слабое низкочастотное импульсное магнитное поле, изменяя спиновое состояние частиц, может ускорить процессы реконструкции решетки, изменить энергетическое состояние дефектов и, как следствие, вызвать изменение физико-механических параметров материала, в т.ч. повышение износостойкости в 1,2...2 раза [1-3].

Проведённые исследования позволили говорить, что под влиянием импульсных магнитных и электрических полей может происходить трансформация и упорядочение комплексов точечных и линейных дефектов. Эти эффекты связываются с изменением энергии кулоновского взаимодействия между электронами дефектов и примесных центров. Объяснение таких эффектов возможно либо в рамках формирования метастабильных состояний, либо в рамках квантовых представлений об изменении состояний в квазимолекулах, образованных стопорами и дефектами. Наличие макродефектов (трещин, пор, включений сторонних фаз) усложняет, но не исключает процессы трансформации кристаллической структуры поликристаллических материалов. Исходя из этого, можно ожидать, что для ферромагнитных полупроводников изменение спинового состояния атомов в поликристаллах под влиянием импульсов магнитного поля будет способствовать ускорению процессов реконструкции кристаллической и микроструктуры. Для изучения таких возможностей класс исследуемых в настоящей работе материалов расширен и объектами исследований, наряду с сендастом, также служили поликристаллические ферриты на основе Fe₃O₄ и I₃Fe₅O₁₂. Магнитоимпульсная обработка всех исследуемых образцов осуществлялась импульсами частотой (10...20 Гц) и амплитудой 10...100 кА/м. Все измерения проведены при комнатной температуре.

Обнаружено, что, как и для сендаста, твердость ферритов после магнито-импульсной обработки увеличивается примерно в 1,3 раза, а нагрузка появления трещин увеличивается в 2...3 раза. Снижение склонности к хрупкому разрушению сопровождается изменением коэрцитивной силы H_c и поверхностной пористости образцов. Особо большое изменение после магнито-импульсной обработки испытывает вероятность эффекта Мёссбауэра. Наблюдаемое повышение вероятности этого эффекта можно связать с изменением амплитуды колебаний атомов, что, в свою очередь, обусловлено уменьшением концентрации вакансий и их упорядочением. Такое предположение согласуется с уменьшением относительной интенсивности компонент от тетра и октаэдрической подрешеток (с 0,55 до 0,52) и квадрупольного расщепления спектров от этих подрешеток. Кроме того, изменение ширины спектров от октаэдрической подрешетки свидетельствует об изменении степени делокализации электронов в парах Fe³⁺-Fe²⁺, что способствует изменению свойств исследуемого материала.

Полученные результаты подтвердили предположение о том, что одним из путей создания перспективных технологий получения конструкционных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками является их обработка в слабых импульсных магнитных полях.

Исследования проведены при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № 1.6107.2011).

1. Шипко М.Н., Степович М.А., Староверов Б.А., Костюк В.Х. Промышленные АСУ и контроллеры, 2012, № 1, с. 2-6.

2. Вирюс А.А., Каминская Т.П., Шипко М.Н., Степович М.А. ФХОМ, 2013, № 2, с. 71-75.

3. Заблочкий А.В., Вирюс А.А., Каминская Т.П., Коровушкин В.В., Кузин А.Ю., Степович М.А., Тодуа П.А., Филиппов М.Н., Шипко М.Н. Нано- и микросистемная техника, 2013, № 7, с. 2-5.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЭП НИКЕЛЬ-ДИБОРИД ХРОМА

ШИРЯЕВА Л.С., ГАЛЕВСКИЙ Г.В., НОЗДРИН И.В., РУДНЕВА В.В.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,

e-mail: kafcmet@sibsiu.ru

Композиционные электроосаждаемые покрытия (КЭП) получают при совместном осаждении металлов с дисперсными частицами различных размеров и видов. Благодаря включению частиц в покрытие его эксплуатационные свойства повышаются, что позволяет с помощью КЭП успешно решать многие практические задачи по поверхностному упрочнению конструкционных деталей и инструментальной оснастки и восстановлению их быстроизнашивающихся частей. Существенный интерес в качестве дисперсной фазы КЭП представляют высокотемпературные бориды, достаточно востребованные в современной технике для получения износ- и жаростойких материалов и производимые различными технологическими способами, в том числе в виде нанопорошков.

Анализ рентгеновских энергодисперсионных спектров электроосажденного никеля и КЭП подтверждает присутствие в них Ni, O и Ni, Cr, B, O. Количественные соотношения их близки к реальным. Так, по данным рентгеновского энергодисперсионного микроанализа содержание CrB₂ в покрытии составляет 0,74 % мас., а по данным определения весовым методом, т.е. по величине нерастворенного осадка – 0,62 % мас. При этом для определяемых элементов характерно достаточно равномерное распределение в покрытии толщиной 30 мкм, что подтверждает его композиционный характер.

Микротвердость покрытий с нанопорошком диборида хрома составляла 4,4 – 4,7 ГПа при содержании второй фазы 0,59 – 0,65 % масс., а с микропорошком – 3,8 – 3,9 ГПа при 2,47 – 2,86 % масс. Микротвердость никелевой матрицы изменялась в пределах 2,4 – 2,5 ГПа.

Прочность сцепления КЭП Ni – НП CrB₂ со стальной основой составляет 31,2 – 33,3 МПа. С увеличением толщины осадков внутренние напряжения в них уменьшаются. Включение дисперсных частиц в покрытие также приводит к снижению внутренних напряжений, особенно при использовании нанопорошка диборида хрома. Так, если при толщине 40 мкм композиционное покрытие с микропорошком CrB₂ имеет внутренние напряжения в 2 раз меньше, чем у чистого

никеля, то с наночастицами – почти в 4 раза. Этот эффект, по-видимому, объясняется образованием более мелкозернистой структуры растущего осадка за счет равномерного распределенных в нем частиц дисперсной фазы. Внедрение большего количества частиц микропорошка по сравнению с НП приводит к неравномерной деформации матрицы.

Коррозионные свойства покрытий оценивались по величине токов коррозии и скорости газовой коррозии при нагревании на воздухе. Значения токов коррозии между покрытием и стальной основой при увеличении толщины покрытий уменьшаются, что можно объяснить снижением пористости с ростом толщины гальванических осадков. Величина токов коррозии, возникающих в композиционных покрытиях, намного меньше, чем в никелевой матрице. При толщине покрытия 40 мкм, полученного при использовании микропорошка диборида, значение тока коррозии в нем в 2,83 раза меньше, чем в чистом никеле, а в случае применения нанопорошка диборида хрома – меньше в 12,8 раз, что свидетельствует об образовании практически беспористых НП CrB₂, обеспечивающих высокие защитные свойства. Это подтверждается результатами исследования термоокислительной устойчивости покрытий на воздухе. Жаростойкость композиционных покрытий, включающих нанопорошки диборида хрома, значительно превосходит жаростойкость никелевой матрицы. Увеличение массы никелевых покрытий через 1,5 часа при температуре 873 К в 4,12, при 973 в 5,07 и при 1073 К в 2,43 раза больше, чем для КЭП Ni – НП CrB₂. С увеличением температуры до 1173 К скорость окисления для всех исследуемых материалов увеличивается, причем для композиционных покрытий зависимость более крутая. Однако даже в этом случае при температуре 1173 К через 0,5 часа скорость окисления для композиционного покрытия с нанопорошком борида в 2,12 раза меньше, чем у никеля и в 1,17 раза меньше, чем у КЭП Ni – НП CrB₂, что свидетельствует о более высокой устойчивости его к газовой коррозии.

Износостойкость покрытий КЭП Ni – НП CrB₂ превосходит остальные сравниваемые материалы, что свидетельствует о его более высоких эксплуатационных характеристиках.

Полученный комплекс свойств КЭП Ni – НП CrB₂ позволяет рекомендовать их для упрочнения деталей, работающих на износ в условиях трения скольжения при средних окружных скоростях (1,5 – 2,5 м/с) и невысоких удельных нагрузках (5 – 6 МПа); для упрочнения деталей, работающих на износ взамен традиционного хромирования в условиях постоянного ужесточения экологических требований; для антикоррозионной защиты деталей, работающих в агрессивных средах.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ, СТОЙКИХ К УДАРНО-АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Шишкин Т.А., Первухина О.Л., Смоляков В.М.

Россия, ФГБУН ИСМАН РАН, smaimbrik@mail.ru, opervukhina@mail.ru

Рабочие органы почвообрабатывающих машин эксплуатируются в агрессивной почвенной среде, подвергаются абразивному износу и ударным нагрузкам, химическому воздействию обрабатываемой среды. Это приводит к интенсивному изнашиванию рабочих органов, изменению их формы и размеров. Повышение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин основано на защите

участков лицевой поверхности, подверженных наиболее интенсивному абразивному изнашиванию. Для создания композиционных материалов применяются различные методы нанесения на основной металл слоя износостойкого металла или керамического покрытия. Для инструмента и изготовления рабочих органов почвообрабатывающих машин перспективно использовать биметалл, сочетающий высокую износостойкость плакирующего слоя и конструкционную прочность основного слоя. Износостойкие материалы в отожженном состоянии или состоянии поставки отличаются повышенной твёрдостью, низкой ударной вязкостью, склонностью к образованию трещин при деформации, чувствительностью к концентраторам напряжений, поэтому они плохо свариваются традиционными методами сварки давлением и плавлением. В связи с этим затруднено получение многослойных материалов с качественной границей раздела между основным и плакирующим слоями традиционными методами прокатки и наплавки, а также сваркой взрывом.

Для изготовления биметалла с плакирующим слоем из износостойких инструментальных сталей и основой из углеродистых и низколегированных сталей был создан комбинированный способ: сварка взрывом + горячая пакетная прокатка. Сваркой взрывом на поверхность основной стали, и поверхность стали плакирующего слоя наносится тонкий слой малоуглеродистой стали. Затем из полученных двухслойных заготовок собирается пакет так, чтобы при горячей прокатке пакета соединение происходило между слоями из малоуглеродистой стали. Наличие на поверхности инструментальной стали слоя малоуглеродистой стали позволяет при сборке пакета произвести надёжную его герметизацию электродуговой сваркой. По описанной технологии была изготовлена опытная партия листов марки ХВГ+08кп+45ХСНМА толщиной 4,5 и 6,5 мм.

После сварки взрывом при контроле УЗК-методом не выявлено дефектов сплошности и образования трещин в соединении, включая краевые зоны. После пакетной прокатки в раскатах выявлены зоны несплошности по периметру заготовок шириной 20–40 мм между слоями из малоуглеродистой стали, которые были удалены при обрезке листов в заданный размер.

Структура соединения после сварки взрывом имеет характерную волнообразную форму с шагом волн 0,5–0,8 мм, практически без литых включений. Микротвёрдость в зоне прилегающей к сварному шву в Ст.3 составила 150HV, в ХВГ – 400 HV, в 45ХСНМА – 450HV.

После горячей пакетной прокатки зона соединения 08кп +08кп имеет прямолинейный характер без дефектов сплошности, микротвёрдость в этой зоне составляет 150 HV. В соединениях между сталью 08кп + ХВГ и 08кп + 45ХСНМА выявлена обезуглероженная зона в стали ХВГ, после закалки эта зона незначительно увеличилась.

Для испытания прочности соединения слоёв образцы отбирали из двухслойных заготовок после сварки взрывом и из листов после прокатки и отжига. Испытания показали, что сварка взрывом обеспечивает прочное соединение на отрыв 300–350 МПа по всей поверхности. При испытаниях на изгиб малоуглеродистой сталью наружу, внутрь и боковой изгиб на угол 120° не выявлено трещин и расслоений в зоне соединения. После прокатки из-за малой толщины плакирующего слоя в листах после прокатки испытания на отрыв плакирующего слоя не проводили. Испытания на изгиб плакирующим слоем наружу, внутрь и боковой изгиб на угол 120° трещин и расслоений в зоне соединения не выявлено.

Комбинированная технология (сварка взрывом + горячая пакетная прокатка) обеспечивает получение биметалла с высокими прочностными свойствами и бездефектной структурой соединения и может быть рекомендована для производства износостойкого биметалла.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований №2 ОХИМ РАН «Создание новых металлических, керамических, стекло, полимерных и композиционных материалов».

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИГАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

ШИШКИНА Ю.А., БАГЛЮК Г.А., МАМОНОВА А.А., ТИХОНОВА И.Б., МАЙСТЕР П.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, juli-unona@ukr.net

Одним из эффективных путей повышения прочностных характеристик материалов является использование многокомпонентного легирования, что в первую очередь возможно при использовании сравнительно дешёвых и доступных легирующих элементов. Разрабатываемая методика включает в себя получение лигатур (Л) на основе системы Al-Ti-C, где образование дисперсных упрочняющих частиц осуществляется путем термического синтеза брикетов, полученных из смеси элементарных порошков Al, Ti и C и применения этих лигатур в качестве упрочняющей добавки в композиционных материалах на основе алюминия. Было выбрано два состава лигатур (таб. 1), включающих различное содержание Al, а также различное расчетное значение стехиометрии карбидной составляющей – стехиометрической (№ 1) и нестехиометрической (№ 2).

Таблица 1. Процентное содержание компонентов и фазовый состав лигатуры после синтеза.

Состав, % (масс.)	Фазы
Л1: 45Al-44Ti-11C	Al; TiC; Al ₂ Ti; AlTi ₃
Л2: 40Al-54Ti-6C	Al; TiC; Al ₃ Ti; Al ₅ Ti ₃ ; Ti ₃ AlC

Для получения композитов использовали порошок алюминия и порошок лигатур, которые вводили в количестве 5, 10, 15 масс. %. Горячую штамповку проводили при температуре 600-615 °С на дугостаторном кривошипном прессе номинальным усилием 1600 кН. Была выбрана полуоткрыта схема штамповки с подвижной матрицей.

Микроструктура образцов характеризуется наличием отчетливо выраженных двух фаз: основой является матрица из алюминия, в которой распределена упрочняющая лигатура (рис. 1). В случае упрочнения Л1 мы видим относительно равномерное распределения частиц (рис 1а). При использовании Л2 порошок лигатуры сбивается в рыхлые агломераты размером от 10 до 100 мкм (рис. 1б).

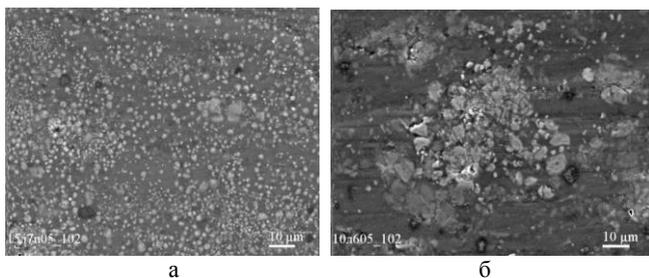


Рисунок 1. Микроструктура образцов после горячей штамповки: а) 15Л1-85Аl, б) 15Л2-85Аl.

Результаты механических испытаний предела прочности и твердости в зависимости от содержания лигатуры представлены на рис. 2.

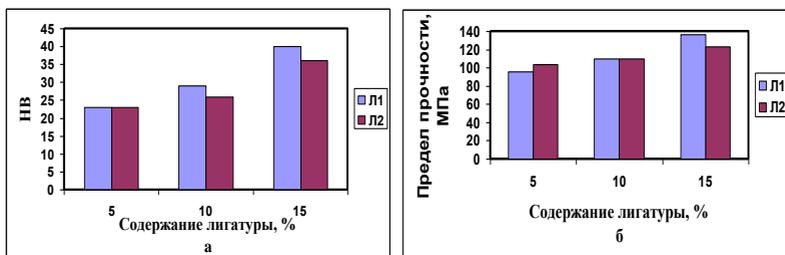


Рисунок 2. Графики зависимости твердости и предела прочности от содержания лигатуры.

Таким образом, композиционный материал, изготовленный из лигатуры состава 45Al-44Ti-11C и 40Al-56Ti-6C, имеет близкие значения прочности и твердости при содержании 5 и 10%, но при 15% содержании состав Л1 показывает более высокие прочностные характеристики.

ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕКСТУРУ БИНАРНОГО СПЛАВА МАГНИЙ-ЛИТИЙ

ШКАТУЛЯК Н.М., САНЬКОВА С.В., УСОВ В.В.

Украина, Южно-украинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского. Одесса, e-mail: shkatulyak@mail.ru

В последнее время магний и его сплавы привлекает научный и практический интерес, благодаря повышенному спросу на снижение веса в ряде таких отраслей, как автомобилестроение, аэрокосмическая промышленность. Низкая плотность и высокая удельная прочность являются основанием для такого интереса. Однако чистый магний и его обычные сплавы с алюминием и цинком типа AZ31 проявляют недостаточную способность к формоизменению при штамповке и глубокой вытяжке. Известно, что магний показывает выраженную анизотропию механических свойств после деформации. Анизотропии механических свойств возникает, в основном, за счет ярко выраженной текстуры, которая развивается при пластической деформации,

что характерно для металлов с гексагональной кристаллической структурой. Тем более что при производстве листового материала текстура может, в принципе, влиять на производственный процесс и результирующие механические свойства. Разнообразие возможных механизмов деформации, таких как базисного, призматического, пирамидального скольжения и ряда режимов двойникования существенно усложняет деформационное поведение гексагональных металлов в целом. Кроме того, активация механизмов деформации зависит от соотношения c/a . Таким образом, существует потребность в развитии новых магниевых сплавов с высокой коррозионной стойкостью и хорошими механическими свойствами. Было показано, что легирование магния небольшим количеством лития позволяет существенно увеличить пластичность и коррозионную стойкость даже в сплаве с гексагональной решеткой [1].

Цель данной работы состоит в исследовании влияния на кристаллографическую текстуру листов бинарного сплава с гексагональной структурой системы магний-литий вида технологии изготовления листового полуфабриката.

Исходным материалом послужили цилиндрические отливка сплава Mg-5 % Li длиной 120 мм после токарной обработки. Далее заготовку обрабатывали по двум различным технологическим режимам А и Б. По режиму А литую заготовку после токарной обработки прессовали при 350°C и получили брусок толщиной 6 мм и шириной 60 мм. Затем прокатали вдоль заготовки до толщины 4,5 мм за два прохода. Следующая прокатка была проведена в поперечном направлении с обжатиями 10 % за проход до толщины 2 мм за 10 проходов. После каждого прохода проводили нагрев до 350°C. Далее изменяли направление прокатки на 90° и делали один проход с обжатием 10 %. Затем вновь изменяли направление прокатки на 90° и в этом направлении прокатали до толщины 1 мм.

По режиму Б заготовку для обеспечения плоской деформации подвергли экструзии через прямоугольную матрицу при температуре 350°C и в результате получили брусок толщиной 6 мм и шириной 120 мм. Далее брусок прокатали за два прохода вдоль заготовки до 4,5 мм толщиной. После каждого прохода заготовку нагревали до 350°C. Дрессировку проводили с обжатиями ~ 1-2 %.

Кристаллографическую текстуру исследовали рентгеновским методом с построением обратных полюсных фигур (ОПФ) направления нормали (НН) к плоскости листов и окончательного направления прокатки (НП). В последнем случае изготавливали наборные образцы. Перед съемкой соответствующие поверхности химически полировали на глубину до 0, 2 мм. Нормировку ОПФ проводили по Моррису [2]. Эталон без текстуры изготовили из мелких рекристаллизованных опилок исследуемого сплава. Соответствующие ОПФ представлены на рис. 1. Видно, что с нормаль к плоскости листа, полученному по технологическому режиму А совпадает, в основном, с направлением нормали к плоскости базиса, так как максимум полюсной плотности 4,37 находится в полюсе (0002) с рассеянием почти до полюсов $(10\bar{1}2)$ и $(11\bar{2}4)$. Второй более слабый максимум полюсной плотности 4,22 находится около полюса $(21\bar{3}2)$ (что соответствует отклонению гексагональной призмы в ПН на ~ 60°) с рассеянием до полюса $(30\bar{3}2)$.

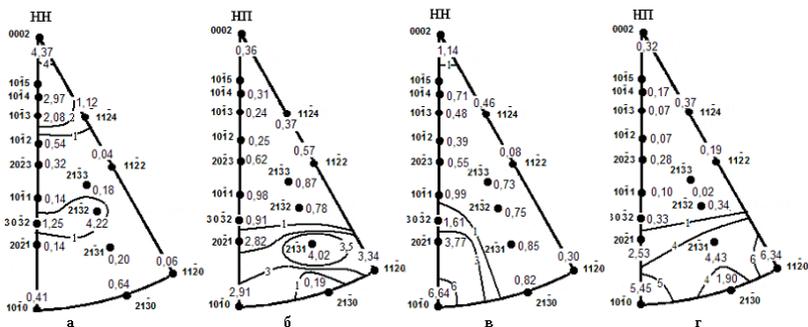


Рис. 1. ОПФ сплава MgLi5, обработанного по режиму А (а, б) и по режиму Б (в, г).

Направление прокатки такого листа (рис. 1б) характеризуется значительным рассеянием от кристаллографического направления $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ до $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ с максимумом полюсной плотности в полюсе $(21\bar{3}1)$, вероятно, вследствие перекрытия областей рассеяния вышеуказанных кристаллографических направлений. Текстура листа, полученного по режиму Б (рис. 1 в, г), существенно отличается от вышеописанной. Текстура такого листа характеризуется наличием относительно слабого базисного компонента (полюсная плотность 1,14 на рис. 1б) и очень сильным компонентом $(10\bar{1}0)$ (полюсная плотность 6,64 на рис. 1б). Это соответствует текстуре отклоненного на 90° в ПН базисного типа. При этом направление прокатки такого листа совпадает, в основном, с кристаллографическими направлениями $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ и $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ с рассеянием.

Таким образом, прокатка с изменением направления на 90° способствует развитию базисной текстуры в листах исследуемого сплава за счет базисного скольжения. При этом формируются также компоненты двойного отклоненного в ПН базисного типа. Экструзия и дальнейшая прокатка в одном направлении при повышенных температурах способствует формированию текстуры, при которой гексагональная призма отклонена на 90° в ПН.

Добавка лития к магнию изменяет баланс механизмов деформации, что в свою очередь влияет на текстуру. Легирование магния литием способствует уменьшению отношения осей c/a и тем самым активизирует небазисные механизмы скольжения. В частности, при повышенных температурах роль призматического $\langle a \rangle$ скольжения $\{10\bar{1}0\} \langle 21\bar{1}0 \rangle$ дислокаций в Mg-Li сплавах может быть значительной [3]. Формированию компонентов текстуры отклоненного в ПН базисного типа, вероятно, способствует активизация призматического $\langle a \rangle$ скольжения.

Литература.

1. Hafekamp H. Development, proceeding and application range of magnesium lithium alloys / H. Hafecamp, M. Niemeyer, R. Bohem, U. Holzcamp, C. Jaschik, V. Kaese // Material Science Forum. – 2000. – Vols. 350-351. – P. 31-42.
2. Вишняков Я.Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков. А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, В.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 343 с.

3. Al-Samman T. Comparative study of the deformation behavior of hexagonal magnesium–lithium alloys and a conventional magnesium AZ31 alloy / T. Al-Samman // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57. – P. 2229–2242

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПСЕВДОСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ: ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ И ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ

ШКОДИЧ Н.Ф.¹, РОГАЧЕВ А.С.¹, МОСКОВСКИХ Д.О.², МУКАСЬЯН А.С.^{2,3}

¹*Институт структурной макрокINETИКИ и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка, Россия, N.F.Shkodich@mail.ru*

²*Department of Chemical and Biomolecular Engineering, University of Notre Dame, Notre Dame, IN, 46556 USA*

³*ФГБУН НИТУ «МИСЦ», г. Москва, Россия*

Металлические композиты, состоящие из взаимно нерастворимых компонентов с разными температурами плавления, называемые псевдосплавами, привлекают интерес благодаря уникальному сочетанию механических, электрических и теплофизических свойств. В последние десятилетия возрос интерес к псевдосплавам на основе меди, а именно Cu-Cr, Cu-Mo, Cu-W, как перспективным электроконтактным материалам широкого назначения. Однако для псевдосплавов существует проблема создания материала с высокими показателями физико-механических свойств, ввиду очень малой ограниченной взаимной растворимости компонентов в равновесных условиях.

Материалы из несмешивающихся компонентов, полученные традиционными методами порошковой металлургии, как правило, имеют неоднородную структуру, большой размер зерна и как следствие, невысокий уровень механических и эксплуатационных свойств.

В данной работе решается задача получения наноструктурированных объемных псевдосплавов на основе меди (Cu-Cr, Cu-Mo, Cu-W) методом высокоэнергетического механического измельчения и последующей их консолидации методом искрового плазменного спекания (ИПС) с сохранением наноструктуры механокомпозитов.

Высокоэнергетическое измельчение смесей Cu-Cr, Cu-Mo, Cu-W проводили в шаровой планетарной мельнице АГО-2 и активаторе 2С с водяным охлаждением в среде аргона. Продолжительность помола составляла от 1 до 90 минут.

В системе Cu-Cr в результате высокоэнергетической механической обработки по данным просвечивающей электронной микроскопии были получены порошки псевдосплавов с характерным размером гетерогенности структуры 2-5 нм, которые затем консолидировались методом ИПС до плотности 99%.

По результатам рентгенофазового анализа наблюдалось снижение интенсивностей и уширение дифракционных пиков исходных реагентов в смесях Cu-Cr, Cu-Mo, Cu-W, обусловленное диспергированием частиц исходных компонентов и созданием в них большого количества неравновесных дефектов и внутренних напряжений. После 60 минут механической обработки в системе Cu-Cr пики Cu (200), (220) и Cr (200) сливались с фоном, в то время как основные пики Cu(111) и Cr(110) становились очень широкими и частично перекрываются, образуя один общий асимметричный пик. а примере системы Cu-Cr, было показано, что комбинация методов высокоэнергетического измельчения и ИПС при времени размолта до 60 мин и времени спекания под давлением 50 Мпа при температуре 700-900°С до 5 мин

позволяет получать консолидированный материал, в котором сохраняется наноструктура с характерными размерами фаз 5-60 нм (фаза хрома) и 200-300 нм (матричная фаза меди). Материал имеет твердость по Виккерсу 3.89 ГПа и удельное электрическое сопротивление 7,15 мкОм·см. Эти свойства делают его перспективным для использования в контактах вакуумных выключателей больших токов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 13-03-01043а.

МИКРОСТРУКТУРА И ТОКОНЕСУЩАЯ СПОСОБНОСТЬ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СЛОЯ ПОКРЫТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА

ШУВАЛОВ Д.Б., ВОЛКОВ П.В., ГУРЬЕВ В.В., ДЕГТЯРЕНКО П.Н., ШАВКИН С.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение «Национальный
исследовательский центр «Курчатовский институт»*

Известно, что при разработке любого устройства требуется тщательная проработка условий его эксплуатации с целью выявления характерных режимов влияющих на выбор конструкционных материалов, габаритных размеров элементов конструкции, которые будут определять его технические характеристики. Для электротехнического оборудования в состав, которого входят ВТСП-2 проводники, представляется важным влияние деформации на микроструктуру сверхпроводящего покрытия и, как следствие, воздействие на его критические параметры, такие как критическая температура сверхпроводящего перехода и критическая плотность тока. В частности, от этих параметров зависит работоспособность и долговечность оборудования на основе покрытых сверхпроводников. В настоящей работе представлен результат экспериментального исследования микроструктуры и токонесущей способности сверхпроводящего покрытия под действием деформации изгиба. Исследовано изменение микроструктуры в процессе деформации при термоциклировании. Для проведения исследований использовались коммерческие ВТСП-2 проводники на подложках из сплава Hastelloy Ni-W. Образцы лент изгибались при помощи специально сконструированного набора оправок, позволяющих придавать образцу деформацию изгиба на диаметрот 10 до 40 мм с шагом 5 мм. Длина исследуемого образца составляла 105 мм. Для всех образцов построены кривые зависимости критического тока от радиуса изгиба. Определены критические (минимально допустимые) радиусы изгиба. Для каждого случая проведено измерение критического тока и температуры сверхпроводящего перехода при термоциклировании деформированного сверхпроводника при различном радиусе изгиба: однократное погружение в азот и измерение, затем две серии из 5-ти термоциклирований, после каждой из которых проводилось измерение критического тока и температуры сверхпроводящего перехода. Проведены исследования структуры сверхпроводящего слоя как исходных, так и изогнутых до критического радиуса образцов лент покрытых сверхпроводников с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Выявлены изменения структуры ВТСП-слоя, приведшие к деградации токонесущей способности. Предложена модель образования дефектов в результате процесса деформации изгиба для случаев: растяжения и сжатия, включая модель образования дефектов при указанных деформациях в процессе термоциклирования. Полученные результаты будут использованы при проектировании токонесущих элементов для различного рода сверхпроводящего оборудования.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАТИВНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ОБЪЕМНЫХ СТЕКЛОКАРКАСОВ

Эскин Э.А., Родичев Ю.М., Качинская И.Р.

*Украина, Институт проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины,
gym3@mail.ru*

В связи с появлением новых композитных материалов типа стеклопластиков возросла актуальность экспериментальных исследований по оценке стабильности их свойств в условиях, характерных для влажных субтропиков, отличающихся сочетанием экстремальных климатических факторов – высокой температурой, влажностью и интенсивной солнечной радиацией.

Исследована кинетика изменения прочности и деформационных свойств материала на основе объемных стеклокаркасов и фенольно-формальдегидного связующего в процессе двухлетнего экспонирования в условиях субтропиков с относительной влажностью воздуха 70...98% и среднемесячной температурой наиболее жаркого месяца выше 22°C. Продолжительность солнечного облучения была около 3000 час/год.

Основными критериями оценки механического поведения данного типа материалов были характеристики прочности и упругости при сжатии и изгибе, а также температурные деформации при действии высоких температур до 1000°C образцов, прошедших старение.

Образцы экспонировали без нагрузки на площадке в течение 22 месяцев на открытом воздухе и под навесом. Съём, обследование состояния и испытание образцов выполняли через 5, 8, 14 и 22 месяца. За период испытаний колебания температуры достигали от –5 до +31°C, относительной влажности от 26 до 100%. Методика предусматривала комплексные механические и тепловые испытания призматических образцов с применением микроскопического анализа их структуры.

Получены экспериментальные зависимости изменения во времени предела прочности стеклопластиков с объемным стеклокаркасом при изгибе, сжатии параллельно слоям, а также модуля нормальной упругости, относительной деформации при разрушении и тепловых деформаций при высоких температурах.

Результаты испытаний при изгибе и сжатии образцов стеклопластика, экспонировавшихся на открытой площадке, представлены на рисунке. Установлено, что наиболее значительное негативное изменение прочностных и упругих характеристик материала происходит за первые 8 месяцев.

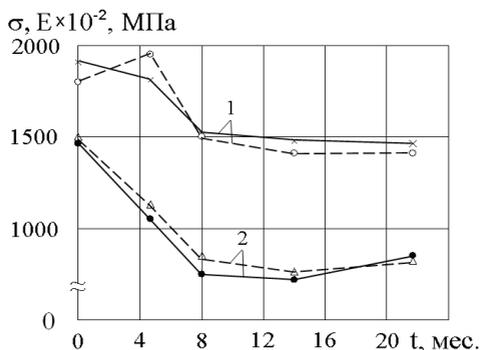


Рисунок. Зависимости прочности (сплошные) и модуля упругости (пунктир) стеклопластика от длительности экспонирования в условиях влажных субтропиков: 1 – изгиб, 2 – сжатие

Показано преимущественное влияние деструкции поверхностных слоев армированного пластика на его механическое поведение в экстремальных климатических условиях. Установлены механизмы повреждения – выветривание, деструкция связующего, уменьшение адгезионных связей между элементами армирования и снижение прочности стекловолокон объемного каркаса. Деструкция стеклопластика приводит к увеличению неоднородности дефектов его структуры, разброса значений прочности и к значительному снижению нижнего гарантированного уровня предела прочности при проектировании ответственных объектов новой техники с низкой вероятностью разрушения.

Разработанные методы исследования и полученные результаты позволяют учитывать влияние климатических факторов на механическое поведение композитных материалов для конструкций, работающих в экстремальных условиях эксплуатации.

ДЕСТРУКЦИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Эскин Э.А.

Украина, Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренко НАН Украины
ryt3@mail.ru

При эксплуатации термостойких армированных полимерных пластиков в условиях высоких температур деструкция полимерной матрицы и армирующих компонентов приводит к интенсивному разупрочнению и снижению несущей способности элементов конструкций. Прогресс в технологии синтеза и производства этого класса материалов для экстремальных условий эксплуатации, в том числе в процессах формирования изделий из углереталлопластиков, требует достоверной оценки закономерностей их деструкции и изменения физико-механических свойств под влиянием высоких температур.

Цель работы – исследование закономерностей деструкции и разупрочнения при разных видах нагружения в условиях однородного температурного поля двух типов

модифицированных различным образом углеметаллопластиков с разной структурой армирования на основе феноло-формальдегидной смолы (ФФС) при температурах до 1400°C.

Объектами испытаний были призматические образцы четырех видов материалов. Из них три вида углеметаллопластиков на основе исходной и двух вариантов модифицированной ткани, а также для сравнения образцы из углепластика с тканью, модифицированной по первому варианту.

Оценку степени деструкции материалов и связующего выполняли по экспериментальным зависимостям потери веса образцов от температуры, полученным при испытаниях в среде аргона после 10-ти минутной выдержки и быстрого охлаждения при температуре испытания. Для дополнительной оценки причин и характера деструкции материалов использовали микрофотографии структуры поперечного среза образцов с увеличением до 500 крат. Контролировали также изменение пористости углеметаллопластиков.

Испытания образцов с продольной и поперечной структурой армирования проводили с интервалами в 200°C в инертной среде при температуре от 20°C до 1400°C. В этом же диапазоне температур определяли температурные зависимости микротвердости связующего. Нагрев образцов осуществляли с выдержкой при заданной температуре испытаний в течение 10 мин. Испытания до разрушения в условиях сжатия и растяжения образцов при температуре до 600°C обеспечивались записью диаграмм деформирования и оценкой предельной деформации при разрушении.

Полученные температурные зависимости прочности на сжатие, растяжение, диаграммы деформирования углеметаллопластика при температурах, а также закономерности изменения микротвердости были сопоставлены с результатами оценки степени деградации структуры материалов.

Установлено, что в результате нагрева изученных углеметаллопластиков при исследованных условиях силового нагружения наблюдается два основных этапа снижения прочности: первый – до 800°C с наиболее интенсивным уровнем деградации и уменьшением прочности на 70 – 80% и второй при более высоких температурах, когда свойства материалов стабилизируются. Определены причины обнаруженного поэтапного разупрочнения, учитывающие роль термических напряжений, потери массы, увеличения пористости, трещинообразования, деградации и нарушения адгезионных связей.

Показано положительную роль использованной модификации данного типа композитов, повышающей термостойкость и микротвердость структуры при высоких температурах. В диапазоне температур 600...1400°C существенно – в 2...3 раза снижена потеря массы материалов. Более значительно сказывается влияние армирующих структурных элементов, которые разупрочняются менее интенсивно, препятствуют деградации связующего и повышают работоспособность углеметаллопластиков. Улучшены адгезионные связи в материалах за счет изменения усадочных явлений и степени обжатия волокон арматуры связующим. Обнаружены положительные изменения в процессах заполнения пор и трещин пиролитическим углеродом. За счет значительного уменьшения температурных деформаций компонентов материала снижен уровень термических напряжений.

Показано, что за счет наличия в структуре изученных углеметаллопластиков термостойких сеток из тугоплавкого металла их прочность почти вдвое выше, чем у углепластика при температурах до 1000...1400°C. При этом увеличен температурный

диапазон, в котором сохраняется упругий характер деформирования модифицированных композитов данного типа.

ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЙ ТЕМПЕРАТУРЫ И ОСАЖДАЕМОГО ПОТОКА НА ПРОЦЕСС КВАЗИРАВНОВЕСНОЙ КОНДЕНСАЦИИ

ЮЩЕНКО О.В., ЖИЛЕНКО Т.И.

Украина, Сумский государственный университет

Yushchenko@phe.sumdu.edu.ua, Zhylenko@phe.sumdu.edu.ua

Развитие нанотехнологий в наше время достигается при помощи огромного количества подходов и методов, одним из которых является процесс квазиравновесной конденсации/ Для такого метода характерно расположение адсорбированных атомов на активных центрах кристаллизации, в результате чего можно получить различные структуры конденсата: монокристаллы, пористые мембраны, фрактальные поверхности и т.д. Особое внимание при этом привлекают нанопористые материалы в связи с их широким спектром применения. Причем производство таких материалов зачастую связано с большим количеством технических проблем, и метод конденсации вещества в стационарном режиме близком к фазовому равновесию является одним из перспективных.

Квазиравновесная конденсация достигается за счет плазмы, которая повышает эффективную температуру ростовой поверхности, а естественное течение процесса обеспечивает процесс самоорганизации. В результате таких процессов при малых значениях осаждаемого потока и равновесной концентрации n_e в системах со слабой обратной связью реализуется только стационарный режим конденсации. В обратном случае инверсии осаждаемого потока и с усилением обратной связи происходит разборка уже осажденного конденсата, когда реализуется режим образования нанопористых структур.

В результате исследования стохастической системы плазма-конденсат на основе синергетической схемы, учитывающей самосогласованное поведение концентрации адсорбированных атомов, температуры ростовой поверхности и потока десорбции, была построена система трех дифференциальных уравнений с учетом флуктуаций температуры и потока. При этом для описания условий максимально приближенных к эксперименту уравнение эволюции потока содержит мультипликативный шум, а уравнение эволюции температуры – аддитивный.

$$\dot{n} = -(n - n_e) - J,$$

$$\delta^{-1} \dot{T} = -T - nJ + \kappa \zeta(t),$$

$$\sigma^{-1} \dot{J} = -(J_{ac} + J) + nT + n\xi(t).$$

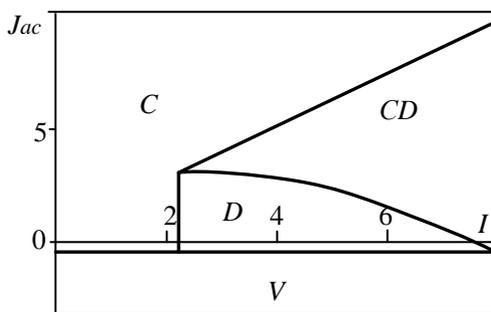


Рис. Фазовая диаграмма системы при $n_e=0,25$, $J_{ac}=4$, $\tau=0,25$, $\kappa=1$.

В результате можно сделать вывод, что область фазовой диаграммы, для которой характерным является процесс разборки поверхности (или процесс образования нанопористых структур) реализуется только для небольшого диапазона параметров системы, что подтверждается экспериментально. Таким образом, представленное исследование может быть достаточно актуальным при рассмотрении условий получения нанопористых материалов.

КОНЦЕНТРАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБЛАСТИ ЛОКАЛЬНЫХ УГЛУБЛЕНИЙ В СФЕРИЧЕСКОЙ И ТОРОИДАЛЬНОЙ ОБОЛОЧКЕ

ЯКУПОВ Н.М., КИЯМОВ Х.Г., СУЛТАНОВ Л.У., ЯКУПОВ С.Н.

РФ ИММ КазНЦ РАН yzsr@kfti.knc.ru

Для обеспечения безопасной работы конструкций и сооружений необходимо совершенствовать каждый этап его создания: создание материала, технологии, проекта и т.д. Особую роль в этой цепочке играет возможности оценки прочности и надежности элементов конструкций и объектов исследования в целом. Наличие различных локальных утонений в элементах конструкций приводит к концентрации напряжений в этой области, что является предвестником разрушения. Развитие современных методов расчета и рост возможностей вычислительной техники позволяет уточнять расчетные схемы – переходить от двумерных расчетных схем к трехмерным схемам. Все это позволяет более точно оценивать напряженно - деформированное состояние конструкций и сооружений, в частности, с учетом различных утонений. Двумерные элементы не позволяют с достаточной степенью точности определить напряженно - деформированное состояние (НДС) элементов конструкций в области локальных углублений. В связи с этим разработка методов определения напряженно-деформированного состояния на базе объемных (трехмерных) элементов является актуальной. Естественно, трехмерные элементы необходимы и для анализа НДС трехмерных элементов конструкций, а также для анализа НДС в областях конструкций, в которых оболочечные элементы не эффективны, или применимы.

В данной работе рассматриваются расчет тонкостенной сферической и тороидальной оболочек трехмерными элементами. В качестве инструмента численных исследований используется сплайновый вариант метода конечных

элементов в трехмерной постановке [1]. Сплайновый вариант разработан в лаборатории нелинейной механики ИММ КазНЦ РАН. Используется также учебный вариант программы ANSYS с применением трехмерных элементов.

В сплайновом варианте МКЭ рассматриваемый трехмерный объект сложной геометрии (фрагмент оболочки), занимаемый объем V , задается координатами t^1, t^2, t^3 единичного куба V_ϕ . При этом прямоугольной сетке в области V_ϕ соответствует криволинейная пространственная сетка V . Рассматриваемая область единичного куба V_ϕ разбивается на конечные элементы и решение u, v и w в каждом из них представляется в виде интерполяционного эрмитового кубического сплайна трех переменных. Разрешающие соотношения получаются из вариационного уравнения Лагранжа. Метод, благодаря синтезу идеи параметризации и метода конечных элементов (МКЭ) с бикубической аппроксимацией искомых переменных в пределах каждого элемента, позволяет получать искривленные согласованные трехмерные конечные элементы.

Сплайновым вариантом МКЭ выполнено численное исследование напряженно-деформированного состояния фрагмента сферической оболочки [2]. В области полюсов имеются отверстия. Модуль упругости $E = 210000$ МПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$. Оболочка разбита на 144 элемента (243 узлов): 2 элемента по толщине, 9 элементов по углу ϕ и 8 элементов по углу θ . В расчетной модели углубление образовано путем задания модуля упругости двух элементов в экваториальной области на внешнем слое на 2 порядка ниже модуля упругости оболочки. Центр углубления на поверхности имеет координаты $\phi = 0$ и $\theta = 0$. Из полученных данных видно, что: максимальные окружные напряжения возникают не на экваторе, а смещены; с увеличением глубины дефекта коэффициент концентрации растет быстрее, чем глубина дефекта максимальные напряжения по глубине дефекта возникают вблизи дефектной поверхности. Рассмотрен также расчет напряженно-деформированного состояния фрагмента тороидальной оболочки с локальными углублениями на базе учебного варианта ANSYS. Вне дефектной области оболочка разбита на искривленные 20 узловые параллелепипеды, а в область углубления выполнено сгущение сетки с использованием 15 узлового тетраэдра. Рассмотрены различные положения локального углубления. Определены концентрации напряжений в области локального углубления. Результаты представлены в виде таблиц и графического материала

1. Якупов Н.М., Киямов Х.Г., Якупов С.Н., Киямов И.Х. Моделирование элементов конструкций сложной геометрии трехмерными конечными элементами // Механика композиционных материалов и конструкций. Том 17, №1. С.145-154

2. Якупов С.Н., Киямов И.Х. Анализ НДС сферических оболочек трехмерными элементами // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений, №2, 2014. С.76-80.

ВЛИЯНИЕ ЦАРАПИН НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Якупов С.Н., Якупов Н.М.

РФ ИММ КазНЦ РАН, tamas_86@mail.ru

При изучении прочностных характеристик тонкостенных элементов конструкций необходимо выполнить исследования влияния различных поверхностных дефектов, в

частности, царапин. Снижая локальные характеристики жесткости, а также вызывая концентрацию напряжений в локальной области элемента конструкции, царапины могут стать причиной разрушения.

Изучению дефектов типа царапин уделено мало внимания, поскольку они менее опасны, чем трещины. Однако они также являются концентраторами напряжений и снижают тангенциальную и изгибную жесткости элемента конструкций в локальной области, что приводит к перераспределению усилий в элементах конструкций и снижению общей прочности и долговечности всей конструкции. Особо ощутимы царапины для тонкостенных элементов конструкций. Представляет интерес изучение изменение характеристик жесткости тонкостенных элементов конструкций в результате появления различных поверхностных царапин. Учет этих факторов при их проектировании и эксплуатации позволит сохранить конструкцию от разрушения и тем самым предотвратить техногенную катастрофу.

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, позволяющий оценить твердость материала в окрестности рассматриваемой точки, не позволяет определять характеристики жесткости тонкостенных элементов с царапинами в целом. Возникают трудности и при численном моделировании тонкостенных элементов с различными царапинами: в области царапин образуется сложная пространственно-неоднородная структура материала вследствие появления локальных пластических деформаций и сложная геометрия в результате образования бортиков вдоль царапин и наростов в области пересечения царапин. Возникает необходимость определения приведенных (интегральных) характеристик жесткости исследуемых деформированных тонкостенных элементов конструкций экспериментально - теоретическим методом в двумерной постановке.

На экспериментальном этапе на круглые образцы наносится система царапин. Образцы закрепляются по контуру на установке и нагружаются равномерным давлением p . В процессе увеличения давления осуществляется мониторинг за формой образуемого купола, в частности для вершины купола снимаются данные для графика «давление p - прогиб H ».

На теоретическом этапе, используя соотношения, полученные из нелинейной теории оболочек для случая среднего изгиба, и зависимость «давление p - прогиб H », вычисляется приведенная тангенциальная жесткость на растяжение - сжатие B и приведенная жесткость на изгиб D .

Выполнены исследования влияния глубины царапин на характеристики жесткости тонкостенных образцов. Рассмотрены круглые образцы радиусом 50 мм, вырезанных из стального листа толщиной $h = 0,6$ мм. На одну из поверхностей образцов в заводских условиях нанесена система взаимно перпендикулярных царапин с шагом 10 мм. Глубина царапин: первой группы $t = 0,05$ мм; второй группы $- t = 0,1$ мм; третьей группы $- t = 0,2$ мм.

При испытании до давлений $p = 0,07$ МПа наблюдалась упругая деформация образцов. При вычислении характеристик жесткости были рассмотрены экспериментальные данные, полученные при $p = 0,04$ МПа. Экспериментальные данные и вычисленные величины приведены в таблице и в графическом виде. В частности, построены: график изменения максимального прогиба образца H в зависимости от глубины царапин, зависимости тангенциальной жесткости на растяжение - сжатие B и приведенной жесткости на изгиб D от глубины царапин.

Выводы:

- Исследования по изучению влияния царапин на работоспособность тонкостенных конструкций встречаются редко, известные методы исследований не эффективны для оценки характеристик жесткости тонкостенных элементов с царапинами.

- Предложен двумерный экспериментально - теоретический метод исследования характеристик жесткости тонкостенных элементов с системой царапин и выполнен анализ влияния глубины царапин на характеристики жесткости тонкостенных элементов.

- Установлено, что приведенные тангенциальные жесткости образцов B и приведенные жесткости образцов на изгиб D с увеличением глубины царапин существенно падают.

Содержание

ПРОГРАММА	7
СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ	36
ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ	36
МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЖЕЛЕЗА И ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ	
ГЛЕЗЕР А.М., САВЧЕНКО А.Г., ТОМЧУК А.А.	37
ПЛАЗМЕННОЕ НАНОСТРУКТУРНОЕКЕРМЕТНОЕ TiCN–NiMo ПОКРЫТИЕ	
КАЛИТА В.И., КОМЛЕВ Д.И., САМОХИН А.В., РАДЮК А.А., ИВАННИКОВ А.Ю., ГРИГОРОВИЧ К.В., АЛПАТОВ А.В.	37
РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ МАТЕРИАЛОВ	
МАТЮНИН В.М., МАРЧЕНКОВ А.Ю.	40
НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ РАБОТЫ МЕТАЛЛА ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗКАХ	
ОДЕССКИЙ П.Д., ШАБАЛОВ И.П., ЛИХАЧЕВ М.В., АРСЕНКИН А.М., ШУВАЛОВ А.Н.	44
ОСОБЕННОСТИ ХАРАКТЕРИСТИК МЦУ И М_нЦУ ДЕФОРМИРУЕМЫХ И ГРАНУЛИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДИСКОВ ГТУ ПРИ НАЛИЧИИ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ	
ПЕТУХОВ А.Н.	45
ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ДВУХФАЗНОЙ СТАЛИ	
ТЕРЕНТЬЕВ В.Ф., ЯЩУК С.В., ПРОСВИРИН Д.В.	52
СЕКЦИОННЫЕ ДОКЛАДЫ	55
ОСОБЕННОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₃Ge	
АБЗАЕВ Ю.А., КЛОПОТОВ А.А., КЫПЧАКОВ А.А.	56
АМОРФНЫЙ АЛЮМИНИЙ И НЕКОТОРЫЕ ЕГО СПЛАВЫ	
АЛЕЙНИКОВА К.Б., ЗИНЧЕНКО Е.Н., ЗМЕЙКИН А.А.	57
ОБ ИЗНАШИВАНИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С ТОКОСЪЁМОМ	
АЛЕУТДИНОВА М.И., ФАДИН В.В.	58
О СВОЙСТВАХ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДОРЕКРИСТАЛИЗАЦИОННЫХ НАГРЕВОВ	
АЛИМОВ В.И., ПУШКИНА О.В.	60

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ ПЕРЕДЕЛ РАЗРУШЕННОГО БЫСТРОРЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

АЛИМОВ В.И., ГЕОРГИАДУ М.В., БЕЛЕВЦОВ А.Б. 61

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА СИЛУМИНОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

АЛСАРАЕВА К.В., КОНОВАЛОВ С.В., ГРОМОВ В.Е., ИВАНОВ Ю.Ф., КОМИССАРОВА И.А. 62

ПРОЧНОСТЬ КОНСОЛИДИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ

АЛЫМОВ М.И., АВЕРИН С.И. 64

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

АНАНЬЕВ А.И., БАКЛУНОВ А.М., МУРЫШЕВ Е.Ю., ШЕВЧЕНКО В.Г. 65

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО БЕТОНА

АНДРЕЕВА А.В., ДАВЫДОВА Н.Н., БУРЕНИНА О.Н. 66

НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ УДАРОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ И ЗАЩИТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

АРЖАКОВ М.С., ЖИРНОВ А.Е., АРЖАКОВ С.А., ЛУКОВКИН Г.М.,

КОЛМАКОВ А.Г., ЗАБОЛОТНЫЙ В.Т., ПРОСВИРНИН Д.В. 68

КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2

АРТАМОНОВА О.В. 70

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО НИТИНОЛА

БАЙКИН А.С., СЕРГИЕНКО К.В., ЛЕОНОВА Ю.О., НАСАКИНА Е.О., СЕВОСТЬЯНОВ М.А.,

КОЛМАКОВ А.Г., ГОНЧАРЕНКО Б.А., ЗАБОЛОТНЫЙ В.Т. 71

СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ДЛЯ ПРОСТРАНСТВЕННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 2800 К

БАКУЛИН А.А., МАГНИТСКИЙ И.В., МИРОНИХИН А.Н., ПОНОМАРЕВ К.А., ТАЩИЛОВ С.В. .. 73

ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В НАГРУЖЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

БАРАНОВ В.П., СТЕПАНОВА В.Э. 74

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ, ОСНОВАННОЕ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ ОПЕРАТОРА КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

БАДУШКИН В.В., КИРИЛЛОВ Д.А., СОРОКИН А.И., СЫЧЕВ А.П., ЯКОВЛЕВ В.Б. 75

ТИПИЧНЫЕ ОШИБКИ ПРИ КОМПЬЮТЕРНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

БАХРУШИН В.Е. 77

ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА АЭ ДЛЯ ОЦЕНКИ ДЕФЕКТНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИСПЫТЫВАЮЩИХ ЦИКЛИЧЕСКИЕ НАГРУЗКИ	
Беженов С.А.	78
ПОЛОСЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ – ПРЕДВЕСТНИКИ РАЗРУШЕНИЯ	
Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В.	80
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРИБОРОСТРОЕНИЯ И ПРЕЦИЗИОННЫХ МЕХАНИЗМОВ	
Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Гетманова М.Е., Филиппов А.Г.	81
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПОКАЗАТЕЛЕЙ НАДЕЖНОСТИ	
Библик И.В.	82
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Попов А.А., Шотин С.В., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С., Семенычева А.В., Котков Д.Н., Писклов А.В.	84
СТАТИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
Бондарева Е.Н., Тихонова М.С., Беляков А.Н.	85
О ПРЕДЕЛЬНОМ СОПРОТИВЛЕНИИ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
Боровик В.Г.	86
ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА	
Босин М.Е., Русскин В.М.	87
ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	
Бочкарёва А.В., Ли Ю.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.	89
ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ СЛОЖНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ	
Бурцев А.А., Антонов Д.Н., Бухаров Д.Н., Бутковский О.Я.	90
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТАРЕНИЯ НА СТРЕСС-КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	
Бутусова Е.Н., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Чегуров М.К., Мелехин Н.В., Болдин М.С., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С., Степанов С.П., Котков Д.Н., Вирясова Н.Н., Козлова Н.А.	91
СИНТЕЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ Ti_3SiC_2	
Вадченко С.Г., Сычев А.Е., Ковалев Д.Ю., Щукин А.С., Коновалихин С.В.	93
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ АЛЮМОИТТРИЕВОГО СВЯЗУЮЩЕГО	
Варфоломеев М.С., Моисеев В.С., Щербакова Г.И.	94

**РАСЧЕТ ФРАГМЕНТА ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ Fe-Cr И
ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ СПЛАВОВ**

ВАСИЛЬЕВ Д.А. УДОВСКИЙ А.Л. 95

**ВЛИЯНИЕ ОКСИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ ЗД-МЕТАЛЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР
МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ
ФЕРРИТА ВИСМУТА**

ВЕРБЕНКО И.А., САДЬКОВА Х.А., ШИЛКИНОЙ Л.А., АБУБАКАРОВА А.Г., КОНСТАНТИНОВА
Г.М., ДУДКИНОЙ С.И., РЕЗНИЧЕНКО Л.А. 97

**МОДИФИЦИРОВАНИЕ АКРИЛАТНЫХ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПУТЕМ
ВВЕДЕНИЯ В ИХ СОСТАВ МАЛЫХ ДОБАВОК (МЕТ)АКРИЛАТОВ С ОБЪЕМНЫМИ
СПИРТОВЫМИ ГРУППАМИ**

ВЕРХОВЫХ Р.А., ДОДОНОВ В.А., ГУЩИН А.В. 99

**ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВ $ZrO_2+12MOLE.\%CeO_2$,
СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО РАСПЫЛИТЕЛЬНОГО
ПИРОЛИЗА**

ВИНОГРАДОВ Л.В., АНТИПОВ В.И.², КОЛМАКОВ А.Г., ПРОСВИРНИН Д.В., БАРАНОВ Е.Е.,
ЛЕЩИНСКАЯ К.В.², ХЕЙФЕЦ М.Л., КЛИМЕНКО С.А., КОПЕЙКИНА М.Ю. 99

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПЛАСТИН
ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1151AT ТОЛЩИНОЙ 3 ММ**

ВИНОКУРОВ Н.В., КАМЕНЕВА А.Л. 101

**ИЗУЧЕНИЕ МЕТОДАМИ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НАНОАЛМАЗНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ**

ВИТЯЗЬ П.А., СЕНИУТЬ В.Т., ХЕЙФЕЦ М.Л., ГАЙКО В.А. КОЛМАКОВ А.Г., КЛИМЕНКО С.А. 103

**ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР И ФАЗ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ**

ВИТЯЗЬ П.А., ИЛЮЩЕНКО А.Ф., ХЕЙФЕЦ М.Л., СОЛНЦЕВ К.А., БАРИНОВ С.М., КОЛМАКОВ
А.Г., ПРОСВИРНИН Д.В. 105

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ

ВОЛОКИТИН Г.Г., САРКИСОВ Ю.С., ДАВЫДОВ Е.В., АФАНАСЬЕВ Д.А., КЛОПОТОВ А.А.,
АБЗАЕВ Ю.А., ГОРЛЕНКО Н.П., КЛОПОТОВ В.Д. 105

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ Fe-30%Cr-8%Co-(1-
3)%Mo**

ВОМПЕ Т.А., МИЛЯЕВ И.М., ЮСУПОВ В.С. 107

**ВЛИЯНИЕ ТИПА МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КОРРОЗИОННЫЙ ИЗНОС
ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ**

ГИНИЯТУЛЛИН Р.Р., ЯКУПОВ Н.М. 108

**О ПРИРОДЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ И ЕЁ ПРОЯВЛЕНИЯХ
В ДРУГИХ ВИДАХ МАТЕРИИ**

ГНЕВКО А.И., МУКОМЕЛА М.В., ПАНКИН Д.А., СОЛОНОВ С.Н., ШЕВЧЕНКО В.А. 109

**ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ В $Bi_{0.9}La_{0.1}FeO_3$ В УСЛОВИЯХ ИЗБЫТОЧНОГО
ВНЕШНЕГО ДАВЛЕНИЯ**

ГОДОВИКОВ С.К., НИКИТИН С.М., ЛАГУТИНА Е.С., ПРОСВИРНИН Д.В., ПОКАТИЛОВ В.С. ... 110

ОБЪЕМНЫЕ МОДУЛИ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ

Грешняков В.А., Беленков Е.А. 112

ВЛИЯНИЕ ПРЕССОВАННОГО ПОРОШКА-МОДИФИКАТОРА ZrO_2 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 08X14N7MЛ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Грибанов А.С., Логачёв В.В., Юраков Ю.А. 113

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В АКТИВНЫХ СРЕДАХ

Губенко С.И. 114

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА

Губенко С.И., Беспалько В.Н., Балева А.Е., Жиленкова Е.В. 117

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК GaN, ПОЛУЧЕННЫХ НА ПОДЛОЖКЕ p-p-GaAs

Дяденчук А.Ф., Кидалов В.В. 120

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА, УПРОЧНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ФАЗАМИ МОЛИБДЕНА, НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

Евдокимов В.Ю., Овсянников Н.А., Тютюкова Ю.Б., Пруцков М.Е., Егоров А.А., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Смирнов В.В., Фомин А.С., Баринов С.М. 121

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Жумадилова Ж.О. 122

ВОЗМОЖНОСТЬ ИЗУЧЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТРЕХМЕРНОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОСКОПИИ/МИКРОТОМОГРАФИИ

Загвоздин В.П., Голосов Е.В., Колобов Ю.Р. 123

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА ДОМЕННОГО КОКСА С ПОМОЩЬЮ НЕСПЕКАЮЩИХСЯ МИКРОПОРОШКОВ

Зеленский О.И. 124

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРА НА ОСНОВЕ ДИМЕТИЛ[2.2.1]ГЕПТО-5-ЕН-2,3-ДИКАРБОКСИЛАТА

Земляков Д.И., Аширов Р.В., Ляпков А.А. 125

МОДИФИЦИРОВАНИЕ АКРИЛАТНЫХ КЛЕЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ПУТЁМ ВВЕДЕНИЯ МИНЕРАЛЬНЫХ НАНОРАЗМЕРНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

Ильянов С.Н., Додонов В.А., Обьедков А.М. 126

ПЛОТНАЯ КЕРАМИКА ИЗ ХИМИЧЕСКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ КАРБИДА ТИТАНА

Истомин П.В., Истомина Е.И., Надуткин А.В., Грасс В.Э. 127

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ В ПОРОШКАХ РЕНИЯ

Казенас Е.К., Волчёнкова В.А., Овчинникова О.А., Пенкина Т.Н., Родионова С.К., Смирнова В.Б. 128

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ

КАМЕНЕВА А.Л. 129

АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

КАПРАЛОВ Е.В., РАЙКОВ С.В., ВАЩУК Е.С., БУДОВСКИХ Е.А., ИВАНОВ Ю.Ф., ГРОМОВ В.Е. 132

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЕЧАТИ СТРУЙНОГО ПРИНТЕРА НА СВОЙСТВА НАНЕСЕННЫХ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЛОЕВ

КИРПАЛЬ Р.А. 133

СТАТИСТИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОКРЕМНЕЗЕМИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

КЛИМЕНКО Н.Н., МИХАЙЛЕНКО Н.Ю. 135

КОМПОЗИЦИОННЫЙ КЕРАМИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ, СПЕЧЕННЫЙ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ПОРОШКОВ

КЛИМЕНКО С.А., МАНОХИН А.С., КОПЕЙКИНА М.Ю., КОЛМАКОВ А.Г., АНТИПОВ В.И., ВИНОГРАДОВ Л.В., ПРОСВИРНИН Д.В., ЛЕЩИНСКАЯ К.В., БАРАНОВ Е.Е. 136

КЕРАМИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЙ МАТЕРИАЛ С ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

КЛИМЕНКО С.А., АНТИПОВ В.И., КОЛМАКОВ А.Г., КОПЕЙКИНА М.Ю., ВИНОГРАДОВ Л.В., ПРОСВИРНИН Д.В., ЛЕЩИНСКАЯ К.В., ХЕЙФЕЦ М.Л., БАРАНОВ Е.Е. 137

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОВОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ С ДИБОРИДОМ ТИТАНА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

КОБЗАРЕВА Т.Ю., БАЩЕНКО Л.П., ГРОМОВ В.Е., БУДОВСКИХ Е.А. 139

МЕХАНИЗМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ С УЧЕТОМ ИСПАРЕНИЯ

КОБЗАРЕВА Т.Ю., САРЫЧЕВ В.Д., ХАИМЗОН Б.Б., ГРОМОВ В.Е., СОСКОВА Н.А. 140

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

КОЗЛОВА Н.А., ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н., КОПЫЛОВ В.И., БАХМЕТЬЕВ А.М., САНДЛЕР Н.Г., ТРЯЕВ П.В., НОХРИН А.В., БУТУСОВА Е.Н., ЧЕГУРОВ М.К., МИХАЙЛОВ А.Н., МЕЛЕХИН Н.В., ЛОПАТИН Ю.Г., БОБРОВ А.А., СМЕРНОВА Е.С., ПИРОЖНИКОВА О.Э., ГРЯЗНОВ М.Ю., ЯШИНА К.В. 142

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

КОЗЛОВА Н.А., ЧУВИЛЬДЕЕВ В.Н., КОПЫЛОВ В.И., НОХРИН А.В., ЧЕГУРОВ М.К., МЕЛЕХИН Н.В., МОСКВИЧЕВ А.А., ПИСКУНОВ А.В., ЛОПАТИН Ю.Г., ВИРЯСОВА Н.Н., БОБРОВ А.А., СМЕРНОВА Е.С., ПИРОЖНИКОВА О.Э., ГРЯЗНОВ М.Ю., ЯШИНА К.В. 143

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Чегуров М.К., Пискунов А.В., Лопатин Ю.Г., Бутусова Е.Н., Бобров А.А., Сахаров Н.В., Смирнова Е.С., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Яшина К.В. 145

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРИТНО – МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК – 181

Колмаков А.Г., Чернов В.М., Просвирнин Д.В., Терентьев В.Ф., Заболотный В.Т. 146

ПОЛУЧЕНИЕ ОКСИНИТРИДНОЙ КЕРАМИКИ ИЗ ПОРОШКА, ПОЛУЧЕННОГО ПОЛАЗМОХИМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Самохин А.В., Просвирнин Д.В., Алексеев Н.В., Аникин В.Н., Вепринцев К.В., Синельников А.А., Кухтырев Р.Ю., Баранов Е.Е., Лещинская К.В. 149

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ КОМПОЗИТА ПОЛУЧЕННОГО ИЗ ПОРОШКОВ СОСТАВА $ZrO_2 + 3 \% Y_2O_3$

Колмаков А.Г., Клименко С.А., Антипов В.И., Копейкина М.Ю., Виноградов Л.В., Просвирнин Д.В., Лещинская К.В., Хейфец М.Л., Баранов Е.Е. 151

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛАТУНИ Л70

Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М. ... 153

УПРУГИЕ СВОЙСТВА НИТРАТА ЛИТИЯ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н. 154

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ «ЕСТЕСТВЕННЫХ» НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ ТИПА Bi_2Te_3

Коржув М.А., Катин И.В. 155

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СУПЕРИОННОЙ ФАЗЫ И «НАНО - ПОДОБНОЕ» ПОВЕДЕНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ $Cu_{2-x}Se$ В ОБЛАСТИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Коржув М.А. 158

ИЗУЧЕНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРОТРЕЩИН И ИХ РОЛЬ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Кочанов А.Н. 160

ВЛИЯНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВРЕМЕНИ КОЭФФИЦИЕНТА ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ДИФФУЗАНТА

Красильников В.В., Савотченко С.Е. 162

ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Крень А.П., Протасеня Т.А. 163

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ КРИВЫЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ХРОМА

Кубаткин В.С. 164

УЧЕТ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОЦЕНКЕ ИХ ВЯЗКОСТИ	
Кудря А.В.	166
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ МЕДНЫХ ОБРАЗЦОВ СУЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	
Кузьмин Е.В., Пеев А.П., Лысак В.И., Кузьмин С.В.	167
ФОН ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В НАНОКОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ	
Кульков В.Г., Дешевых В.В.	169
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ	
Куперман А.М., Турусов Р.А.	170
ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРНОЙ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ ШПАЛ	
Курзина Е.Г., Богачев А.Ю., Аксенов Ю.Н., Семак А.В., Гришов С.А.	171
ИССЛЕДОВАНИЕ БАНДАЖНОЙ СТАЛИ КОЛЕСНЫХ ПАР НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	
Кусаинова К.Т., Кабылбекова У.М.	173
ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ЗОН СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ МЕТАЛЛОПРОКАТА В УСЛОВИЯХ КОМПЛЕКСА ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ В ОАО «ММК»	
Лазарева А.И., Копцева Н.В.	174
ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ	
Леонтьев И.М.	175
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СПЕКАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА	
Лопатин Ю.Г., Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Попов А.А., Благовещенский Ю.В., Котков Д.Н., Семеньчева А.В., Ислаева Н.В., Смирнова Е.С.	177
ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ SPARK PLASMA SINTERING ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ	
Лопатин Ю.Г., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Попов А.А., Козлова Н.А., Копылов В.И., Чегуров М.К., Пискунов А.В., Котков Д.Н., Семеньчева А.В.	178
ВИБРОРЕОЛОГИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНКАХ НА ПОДЛОЖКЕ	
Лошманов Л.П., Симонов В.Н., Красильникова О.К., Власов Д.А.	180
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОКАТАНОГО ПРОКАТА ДВУХФАЗНЫХ МАРОК СТАЛИ	
Лукин А.С., Шкатов М.И., Родионов Д.В., Орехов М.Е.	181

ОБ УРАВНЕНИИ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВАХ ЖЕЛЕЗА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

МАГОМЕДОВ М.Н. 182

УСТОЙЧИВОСТЬ ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННОГО ПРОКАТА ПРИ ПРОДОЛЬНОМ ИЗГИБЕ

МАКСИМОВ А.Б. 184

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

МАКСИМЧЕНКО Н.Н. 185

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ ТЕЛЛУРИДА СВИНЦА И $Pb_{1-x}Sn_xTe$ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ КАК ОДИН ИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЛУБИНЫ НАРУШЕННОГО СЛОЯ

МАЛАНИЧ Г.П. 186

ОЦЕНКА ДИФфуЗИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКОТРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТЕПЛОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С РЕСУРСНЫМ СМАЗЫВАНИЕМ

МАЛЕНКО П.И., ЛЕОНОВ А.Ю., РЕЛМАСИРА К.Д. 188

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ ОБРАБОТКЕ С УДАРАМИ

МАНОХИН А.С., ЗАДОРЖНИЙ С.А., МУКОВОЗ С.Ю. 189

ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДНЫХ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ $ZrO_2Y_2O_3CeO_2$

МАНОХИН А.С., КОПЕЙКИНА М.Ю., КОЛМАКОВ А.Г., АНТИПОВ В.И., КЛИМЕНКО С.А., ВИНОГРАДОВ Л.В., ПРОСВИРНИН Д.В., БАРАНОВ Е.Е. 192

МЕХАНИЗМ САМОДИФфуЗИИ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ, РЕАЛИЗУЕМЫЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УДАРНЫХ ВОЛН

МАРКИДОНОВ А.В. 193

СИНТЕЗ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОКТОМОЛИБДЕНОКОБАЛЬТАТА

МАРКОВА Е.Б., ПАНУРИН Н.А., ОРЕШКИНА А.В., КАЗИЕВ Г.З. 194

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТАЛИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ДЕГРАДАЦИИ

МАРУЩАК П.О., ДАНИЛЮК И.М. 195

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАЛИЧИИ СТАЦИОНАРНОГО ГРАДИЕНТА ТЕМПЕРАТУР

МАТЯТИНА А.Н., КАЛАШНИКОВ Н.П., ОЛЬЧАК А.С. 197

МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВМАРГАНЕЦ-АЛЮМИНИЙ

МИЛЯЕВ И.М., ЮСУПОВ В.С., МИЛЯЕВ А.И. 198

МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ МАРГАНЕЦ-АЛЮМИНИЙ-УГЛЕРОД

МИЛЯЕВ И.М., ЮСУПОВ В.С., МИЛЯЕВ А.И. 199

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ ТЕПЛООБРАЗОВАНИЕ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ПРИОПОРНЫХ
ОТСЕКОВ СТЕНОК СТАЛЬНЫХ БАЛОК**

Мойсейчик Е.А. 200

**ВЫБОР ЭФФЕКТИВНОГО ИНСТРУМЕНТА И ЕГО МАТЕРИАЛА ПО ПАРАМЕТРАМ
СЛЕДА СКРАЙБИРОВАНИЯ**

Мокрицкий Б.Я., Пустовалов Д.А., Танкова С.Г., Артёменко А.И. 201

**ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ
НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr**

Морозова А.И., Шахова Я.Э., Беляков А.Н. 202

МИНЕРАЛЬНО-ОРГАНИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Мусафилова Г.Я., Грушевская Е.Н., Верищук Я.Я. 203

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ И СТАТИЧЕСКУЮ
ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ**

Мыльников В.В., Шетулов Д.И. 205

**ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ
ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ**

Назаров В.В. 206

**НОВЫЙ ОПТИЧЕСКИЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРОВ
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК**

Науменко О.В. 207

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СТАЛИ X18H10T, ОБЛУЧЕННОЙ
ДЛИТЕЛЬНОЕ ВРЕМЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 В КАЧЕСТВЕ ЭЛЕМЕНТОВ ЭКРАННЫХ
СБОРОК ДЛЯ ОЦЕНКИ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ВКУ РЕАКТОРОВ ВВЭР**

Неустроев В.С., Белозёров С.В., Жемков И.Ю., Маркелов Д.Е., Макаров Е.И.,
Набойщиков Ю.В., Обухов А.В., Туктабиев М.А., Яковлев В.В., Марголин Б.З.,
Сорокин А.А. 208

**НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ЭФФЕКТИВНОГО
ВОДОРОДНОГО АККУМУЛИРОВАНИЯ ЭНЕРГИИ В ГИДРИРОВАННЫХ
ГРАФЕНОВЫХ И ГРАФИТОВЫХ НАНОСТРУКТУРАХ**

Нечаев Ю.С. 208

**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕТАЛЛОКЕРАМОМАТРИЧНЫЕ
МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

Низовцев В.Е., Низовцева О.В., Климов Д.А., Климов А.К., Бортников А.Д. 209

**К ВОПРОСУ ОБ ИОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ КРИСТАЛЛОВ ТИПА NASICON И
ФУЛЛЕРИДА ЛИТИЯ**

Ногай А.С., Ногай А.А. 214

СИНТЕЗ ТВЕРДОЭЛЕКТРОЛИТНЫХ ОКСИДОВ ТИПА BASCF

Ногай А.С., Балапанов М.Х., Кабыльбекова О.М. 215

**РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПРОЧНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ
ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ**

Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н., Баранов Г.В., Белов В.Ю., Болдин М.С.,
Благовещенский Ю.В., Мелехин Н.В., Лопатин Ю.Г., Попов А.А., Семенычева А.В.,
Исаева Н.В., Брагов А.М., Смирнова Е.С. 216

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Смирнова Е.С., Мелехин Н.В., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Бобров А.А., Мышляев М.М., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Яшина К.В. 218

ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Мелехин Н.В., Лопатин Ю.Г., Бобров А.А., Мышляев М.М., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Яшина К.В. 219

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА, ТЕМПЕРАТУРЫ, ИЗМЕНЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ НА УКАЗАТЕЛЬНУЮ ПОВЕРХНОСТЬ НЕУПРУГО-УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ И АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ВИЗУАЛИЗАЦИИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АНИЗОТРОПИИ

Онанко А.П., Продайвода Г.Т., Онанко Ю.А., Шабатура А.В., Онищенко А.Н., Рожковский А.Н. 220

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА НА ИЗМЕНЕНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30 ХГСА

Панова Е.А., Саблин П.А., Муравьев В.И. 224

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ПРОШИВКИ В УСЛОВИЯХ СТЗ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ФОРМЫ РАБОЧЕЙ ОПРАВКИ

Парфенов В.А., Чепурин М.В. 226

ПУТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СИСТЕМЕ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Парфенова М.Д., Зеленая А.Э., Луцкы В.И. 227

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ ШТАМПОВКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ СПЛАВА 12Х17Г9АН4

Пачурин В.Г., Галкин В.В., Пачурин Г.В. 229

ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Пачурин Г.В., Филиппов А.А., Григорьева А.О. 231

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC

Перевислов С.Н. 232

СТЕКЛОМЕТАЛЛОКОМПОЗИТ - НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ КОНСТРУКЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СТЕКЛА

Пикуль В.В. 234

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АК12Д ПОСЛЕ ИПД КРУЧЕНИЕМ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Пинегина А.А., Абрамова М.М., Александров И.В. 235

ВОЗДЕЙСТВИЕ ФАКТОРОВ ТРАНСФОРМАЦИОННОГО И ДИСПЕРСНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТОЙЧИВОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ $\text{Al}_2\text{O}_3 - (\text{Ce}-\text{TZP})$

Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Пенькова О.И., Аладьев Н.А., Куцев С.В., Федотов А.Ю., Шворнева Л.И. 236

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ МЕТАЛЛА	
ПОЛЕТАЕВ Г. М., МАРТЫНОВА Е. В., КАЙГОРОВОДА В. М.	237
ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ УУКМ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ	
ПОНОМАРЕВ К. А., МАГНИТСКИЙ И. В., МИРОНИХИН А. Н., ТАЩИЛОВ С. В.	239
ТЕПЛОВОЕ ДВИЖЕНИЕ ДВУХ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	
ПРОКОФЬЕВ С. И., ЙОНСОН Э., ДАМЕН У.	239
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	
ПРОТАСОВА Е. О., АБРАМОВА М. М., КАРАВАЕВА М. В.	240
МЕТОДОЛОГИЯ И ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА РАЦИОНАЛЬНОГО ОСЕВОГО ИНСТРУМЕНТА ПОД КОНКРЕТНЫЕ УСЛОВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ	
ПУСТОВАЛОВ Д. А., МОКРИЦКИЙ Б. Я., МАКИЕНКО В. М., САБЛИН П. А., ТАНКОВА С. Г., АРТЁМЕНКО А. И.	241
ИЗУЧЕНИЕ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И ПРИБОРОВ НА ИХ ОСНОВЕ	
РАБИНОВИЧ О. И.	243
ПОВЫШЕНИЕ СТАТИЧЕСКОЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ФЕРРИТНОЙ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ «ВНУТРЕННЕГО» АЗОТИРОВАНИЯ	
РОГАЧЕВ С. О., НИКУЛИН С. А., ТЕРЕНТЬЕВ В. Ф., ПРОСВИРНИН Д. В., ХАТКЕВИЧ В. М.	245
ПОВЕРХНОСТНЫЕ ДЕФЕКТЫ И КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ОТОЖЖЕННОГО И ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОГО ФЛОАТ СТЕКЛА	
РОДИЧЕВ Ю. М., СОРОКА Е. Б., ВЕЕР Ф. А.,	246
РАЗРАБОТКА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	
РОМАНОВ А. Д., ЧЕРНЫШОВ Е. А., РОМАНОВ И. Д.	248
СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-C-Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	
РОМАНОВ Д. А., ОЛЕСЮК О. В., БУДОВСКИХ Е. А. ¹ , ГРОМОВ В. Е., ИВАНОВ Ю. Ф., ТЕРЕСОВ А. Д.	249
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИИ СТАЛЬ – НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ	
РУСИНОВ П. О., БЛЕДНОВА Ж. М.	250
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ХОДЕ РКУП И ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ 08X18N10T	
РЫБАЛЬЧЕНКО О. В., ТЕРЕНТЬЕВ В. Ф., ПРОСВИРНИН Д. В., БЕЛЯКОВ А. Н., СКРОТЦКИ В., ДОБАТКИН С. В.	251
К ПРЕДЕЛЬНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ ГОРНЫХ ПОРОД	
РЫЧКОВ Б. А., ЛУЖАНСКАЯ Т. А.	252

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЕРОГО ЧУГУНА	
Рычков Б.А., Волков А.В.	254
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МЕДНО-ТИТАНОВОГО МАТЕРИАЛА	
Рябичева Л.А., Дядичев А.В.	255
ВЛИЯНИЕ АКТИВНЫХ СРЕД НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В ВОЛЬФРАМОВЫХ ПОРОШКАХ ПРИ ИХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	
Савенко В.И., Чернышев В.В., Топоров Ю.П., Малкин А.И., Клоев В.А., Лознецова Н.Н.	256
ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ	
Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.	258
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ ZrO_2-WC-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ “СПЕКАНИЕ-КОВКА”	
Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Григорьев М.В., Кульков С.Н. ...	260
СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ	
Сандомирский С.Г.	261
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ С МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ Ni-Al	
Санников А.В., Полетаев Г.М.	262
РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	
Сахаров Н.В., Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Шотин С.В., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Попов А.А., Смирнова Е.С., Семенычева А.В., Яшина К.В., Котков Д.Н., Писклов А.В.	264
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА	
Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Насакина Е.О., Баикин А.С., Сергиенко К.В., Леонова Ю.О., <u>Гончаренко Б.А.</u> , Заболотный В.Т.	265
ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	
НОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ INCONEL 52 И INCONEL 52 MSS	
Семеренко Ю.А., Скибина Л.В., Юценко К.А.	266
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА АКУСТИЧЕСКИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $Al_{0.5}CoCuCrNiFe$	
Семеренко Ю.А., Табачникова Е.Д., Салищев Г.А., Тихоновский М.А., Лактионова М.А., Тихоновская Т.М., Колодий И.В., Тортика А.С., Степанов Н.Д., Шайсултанов Д.Г., Шумилин С.Э.	268
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ МНОГОКOMPONENTНЫХ ЛЕГКОПЛАВКИХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ И ОКСИДНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ	
Скачков В.М., Яценко С.П.	269

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛУЧЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ И НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

СМОЛЯНСКИЙ А.С., ШПЕЙЗМАН В.В., ЯКУШЕВ П.Н., ШВЕДОВ А.С., САЛЬКО А.Е. 270

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК НАНОПОРОШКА НА СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $ZrO_2-Y_2O_3$

Соговнин С.Ю., Ильвес В.Г., Хрустов В.Р., Заяц С.В. 272

ОСОБЕННОСТИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РЕАКЦИОННОМ СПЕКАНИИ И ИХ ЗНАЧЕНИИ В ПОВЫШЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ И ДРУГИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Солнцев В.П., Скороход В.В., Солнцева Т.А., Петраш К.Н. 273

МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЯ КОМПОЗИТОВ ПРИ ТРАНСВЕРСАЛЬНОМ И СДВИГОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Солодилов В.И., Корохин Р.А., Куперман А.М. 274

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Сорока Е.Б., Родичев Ю.М., Клименко С.А., Ковалев В.Д., Васильченко Я.В. 275

СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ МНОГОКРАТНОЙ КОВКЕ И ОТЖИГУ

Сорокопудова Ю.В., Тихонова М.С., Беляков А.Н. 277

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Соснин К.В., Райков С.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. 278

ВЛИЯНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ НАНОКРЕМНЕЗЁМОВ НА ПРОЧНОСТЬ, ТЕРМО- И ХИМСТОЙКОСТЬ НАПОЛНЕННОГО ИМИ (1 МАС%) ПОКСИПОЛИМЕРА

Старокадомский Д., Ткаченко А., Гаращенко И. 279

РАСТЯЖЕНИЕ С ТОКОМ КАК МЕТОД АНАЛИЗА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Столяров В.В. 280

ВЛИЯНИЕ ТИТАНА И МОЛИБДЕНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb-Si

Строганова Т.С., Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Прохоров Д.В., Желтякова И.С. 282

РОСТ ЗЁРЕН В ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА

Сурсаева В.Г. 283

ФРАКТОГРАФИЯ МАЛОЦИКЛОВОГО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ175

Терентьев В.Ф.¹, Беляев М.С.², Бакрадзе М.М.², Горбовец М.А.², Гольдберг М.А.¹ 284

ИЗМЕНЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В ТРИП – СТАЛИ ВНС 9-Ш В ПРОЦЕССЕ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В., Сиротинкин В.П., Ашмарин А.А. 289

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОФАЗНОЙ ТРИП – СТАЛИ

Терентьев В.Ф., Терехов А.А., Просвирнин Д.В., Коновалов А.В., Гольдберг М.А. ... 293

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ТЕРМОЭЛАСТОПЛАСТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИПРОПИЛЕНА И КАУЧУКОВ

Тертышная Ю.В., Шибряева Л.С. 295

НЕОДНОРОДНОСТИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТЬ КЕРАМИК СОСТАВА $Bi_{1-x}La_xMnO_3$

Титов С.В., Кравчук К.С., Павленко А.В., Вербенко И.А., Шилкина Л.А., Константинов Г.М., Алёшин В.А., Титов В.В., Резниченко Л.А. 296

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ $Co_x(Al_2O_3)_{100-x}$, $Co_x(SiO_2)_{100-x}$, И $Co_x(CaF_2)_{100-x}$

Трегулов И.М. 297

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ ЛЕНТЫ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ

Уваров А.А., Никитина Е.В. 299

ОТ РАСЧЕТА ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДО КОМПЬЮТЕРНОГО ПРЕДСКАЗАНИЯ ТЕПЛОЕМКОСТИ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СПЛАВОВ БИНАРНЫХ СИСТЕМ

Удовский А.Л. 300

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРОИЗВОДСТВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5Ф3

Ульшин В.И., Ульшин С.В. 301

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ АППАРАТА ДЛЯ УЛАВЛИВАНИЯ АБРАЗИВНОЙ ПЫЛИ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ЗАВОДОВ

Усманова Р.Р., Галиев А.Р., Усманова Г.А. 303

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ И ТЕКСТУРА УЧАСТКОВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА

Усов В.В., Рабкина М.Д., Шкатуляк Н.М., Чернева Т.С., Барган Д.В. 304

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Ушаков И.В., Батомункуев А.Ю. 306

О НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРАХ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 3 ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТРЕНИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ВОЗДУХЕ ИЛИ В ЖИДКОСТИ

Фадин В.В., Алеутдинова М.И. 308

СНЯТИЕ ВЫРОЖДЕНИЯ НА ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЕ РАССЛАИВАЮЩЕГОСЯ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫХ СИСТЕМАХ

Федосеев В.Б. 309

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЙ СПЛАВ/AL В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ

Фирстов С.А., Карпов М.И., Коржов В.П., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Строганова Т.С. 311

О КВАЗИАНАЛИТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКЕ КОЛЕБАНИЙ МУФТ ИЗ РЕЗИНОКОРДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ЗАДАВАЕМЫХ ПОТЕНЦИАЛАМИ МУНИ И БАРТЕНЕВА-ХАЗАНОВИЧА

Хаджиева Л.А., Кыдырбекулы А.Б. 312

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ЛИНЕЙНО-УПРУГОЙ КЕРАМИКИ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Хворостяный В.В. 314

ПРИМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ПО ВЕЙБУЛЛУ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ДОСТОВЕРНОСТИ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КРОМОК ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЖУЩИХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б. 315

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТЕКЛА ПРИ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ ИНДЕНТОРОМ РОКВЕЛЛА ВЕЛИЗИ КРОМКИ ОБРАЗЦА

Хворостяный В.В. 316

ОЦЕНКА ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Хлыбов А.А. 318

ОЦЕНКА ДЛИТЕЛЬНОСТИ СТАДИИ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ СТАЛИ 15КП

Цыбанёв Г.В., Кураш Ю.П. 319

ДИАГРАММА ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, ОТРАЖАЮЩАЯ ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТИ

Цыбанёв Г.В., Новиков А.И. 320

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧАЕМЫХ НА ПРОШИВНОМ СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ТПА С НЕПРЕРЫВНЫМ И ПИЛИГРИМОВЫМ РАСКАТНЫМИ СТАНАМИ

Чепурин М.В. 322

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАРЕНИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ

Чукин Д.М., Копцева Н.В. 323

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ СУПЕРГИДРОФОБНЫХ ПОКРЫТИЙ НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ТЕКСТУРИРОВАНИЯ

Шагиева Ф.М., Емельяненко А.М., Домантовский А.Г., Бойнович Л.Б. 324

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО SPS-МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ НАНОПОРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ

Шевцова Л.И. 325

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА НА ТРЕХРОЛИКОВОЙ ГИБОЧНОЙ МАШИНЕ

Шинкин В.Н., Барыков А.М. 326

О ВЛИЯНИИ МАГНИТО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Степович М.А. 328

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЭП НИКЕЛЬ-ДИБОРИД ХРОМА

Ширяева Л.С., Галевский Г.В., Ноздрин И.В., Руднева В.В. 329

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ, СТОЙКИХ К УДАРНО-АБРАЗИВНОМУ ИЗНОСУ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Шишкин Т.А., Первухина О.Л., Смоляков В.М. 330

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИГАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шишкина Ю.А., Баглюк Г.А., Мамонова А.А., Тихонова И.Б., Майстер П.В. 332

ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ НА ТЕКСТУРУ БИНАРНОГО СПЛАВА МАГНИЙ-ЛИТИЙ

Шкатуляк Н.М., Санькова С.В., Усов В.В. 333

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПСЕВДОСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ: ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ И ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ

Шкодич Н.Ф., Рогачев А.С., Московских Д.О., Мукасьян А.С. 336

МИКРОСТРУКТУРА И ТОКОНЕСУЩАЯ СПОСОБНОСТЬ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СЛОЯ ПОКРЫТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБА

Шувалов Д.Б., Волков П.В., Гурьев В.В., Дегтяренко П.Н., Шавкин С.В. 337

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАТИВНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ОБЪЕМНЫХ СТЕКЛОКАРКАСОВ

Эскин Э.А., Родичев Ю.М., Качинская И.Р. 338

ДЕСТРУКЦИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Эскин Э.А. 339

ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЙ ТЕМПЕРАТУРЫ И ОСАЖДАЕМОГО ПОТОКА НА ПРОЦЕСС КВАЗИРАВНОВЕСНОЙ КОНДЕНСАЦИИ

Ющенко О.В., Жиленко Т.И. 341

КОНЦЕНТРАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБЛАСТИ ЛОКАЛЬНЫХ УГЛУБЛЕНИЙ В СФЕРИЧЕСКОЙ И ТОРОИДАЛЬНОЙ ОБОЛОЧКЕ

Якупов Н.М., Киямов Х.Г., Султанов Л.У., Якупов С.Н. 342

ВЛИЯНИЕ ЦАРАПИН НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Якупов С.Н., Якупов Н.М. 343

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Абзаев Ю.А., 56, 105
Абрамова М.М., 235,
240
Абубакарова А.Г., 97
Аверин С.И., 64
Аксенов Ю.Н., 171
Аладьев Н.А., 121, 236
Алейникова К.Б., 57
Александров И.В., 235
Алексеев Н.В., 149
Алеутдинова М.И., 58,
308
Алёшин В.А., 296
Алимов В.И., 60, 61
Алпатов А.В., 37
Алсараева К.В., 62
Алымов М.И., 64
Ананьев А.И., 65
Андреева А.В., 66
Аникин В.Н., 149
Антипов В.И., 99, 136,
137, 149, 151, 192
Антонов Д.Н., 90
Аржаков М.С., 68
Аржаков С.А., 68

Арсенкин А.М., 44
Артамонова О.В., 70
Артёменко А.И., 201,
241
Афанасьев Д.А., 105
Аширов Р.В., 125
Ашмарин А.А., 289

Б

Баглюк Г.А., 332
Баикин А.С., 71, 265
Баклунов А.М., 65
Бакрадзе М.М., 284
Бакулин А.А., 73
Балапанов М.Х., 215
Балев А.Е., 117
Баранникова С.А., 89
Баранов В.П., 74
Баранов Г.В., 216
Баранов Е.Е., 99, 136,
137, 149, 151, 192
Барган Д.В., 304
Бардушкин В.В., 75
Баринов С.М., 105,
121
Барыков А.М., 326
Батомункуев А.Ю., 306

Бахметьев А.М., 142
Бахрушин В.Е., 77
Бащенко Л.П., 139
Беженов С.А., 78
Белевцов А.Б., 61
Беленков Е.А., 112
Беликова А.Ф., 80
Белов В.Ю., 216
Белозёров С.В., 208
Белоусов А.В., 81
Белоусов Г.С., 81
Беляев М.С., 284
Беляков А.Н., 85, 202,
251, 277
Беспалько В.Н., 117
Библик И.В., 82
Благовещенский Ю.В.,
177, 216
Бледнова Ж.М., 250
Бобров А.А., 142, 143,
145, 218, 219
Богачев А.Ю., 171
Бойнович Л.Б., 324
Болдин М.С., 84, 91,
177, 178, 216, 264
Бондарева Е.Н., 85
Боровик В.Г., 86
Бортников А.Д., 209

Босин М.Е., 87
Бочкарёва А.В., 89
Брагов А.М., 216
Будовских Е.А., 132,
139, 249, 278
Буравова С.Н., 80
Буренина О.Н., 66
Бурцев А.А., 90
Бутковский О.Я., 90
Бутусова Е.Н., 91, 142,
145
Бухаров Д.Н., 90

В

Вадченко С.Г., 93
Варфоломеев М.С., 94
Васильев Д.А., 95
Васильченко Я.В., 275
Ващук Е.С., 132, 278
Веер Ф.А., 246
Вепринцев К.В., 149
Вербенко И.А., 97, 296
Вербищук Я.Я., 203
Верховых Р.А., 99
Виноградов Л.В., 99,
136, 137, 151, 192
Винокуров Н.В., 101
Вирясова Н.Н., 91, 143
Витязь П.А., 103, 105
Власов Д.А., 180

Внуков В.И., 282
Волков А.В., 254
Волков П.В., 337
Волокитин Г.Г., 105
Волчёнкова В.А., 128
Вомпе Т.А., 107

Г

Гайко В.А., 103
Галевский Г.В., 329
Галиев А.Р., 303
Галкин В.В., 229
Гаращенко И., 279
Георгиаду М.В., 61
Гетманова М.Е., 81
Гиниятуллин Р.Р., 108
Глезер А.М., 37
Гневко А.И., 109
Годовиков С.К., 110
Голосов Е.В., 123
Гольдберг М.А., 284,
293
Гончаренко Б.А., 71,
265
Горбань В.Ф., 311
Горбовец М.А., 284
Горленко Н.П., 105
Грасс В.Э., 127
Грешняков В.А., 112
Грибанов А.С., 113

Григорович К.В., 37
Григорьев М.В., 260
Григорьева А.О., 231
Гришов С.А., 171
Громов В.Е., 62, 132,
139, 140, 249, 278
Грушевская Е.Н., 203
Грязнов М.Ю., 142,
143, 145, 218, 219
Губенко С.И., 114, 117
Гурьев В.В., 337
Гущин А.В., 99

Д

Давыдов Е.В., 105
Давыдова Н.Н., 66
Дамен У., 239
Данилюк И.М., 195
Дегтяренко П.Н., 337
Дешевых В.В., 169
Добаткин С.В., 251
Додонов В.А., 99, 126
Домантовский А.Г.,
324
Дудкиной С.И., 97
Дяденчук А.Ф., 120
Дядичев А.В., 255

Е

Евдокимов В.Ю., 121

Егоров А.А., 121
Емельяненко А.М.,
324

Ж

Желтякова И.С., 282
Жемков И.Ю., 208
Жиленко Т.И., 341
Жиленкова Е.В., 117
Жирнов А.Е., 68
Жумадилова Ж.О., 122
Журавлев Ю.Н., 154

З

Заболотный В.Т., 68,
71, 146, 265
Загвоздин В.П., 123
Задорожный С.А., 189
Заяц С.В., 272
Зеленая А.Э., 227
Зеленский О.И., 124
Земляков Д.И., 125
Зинченко Е.Н., 57
Змейкин А.А., 57
Зуев Л.Б., 89

И

Иванников А.Ю., 37

Иванов Ю.Ф., 62, 132,
249, 278
Ильвес В.Г., 272
Ильичёва А.А., 236
Ильющенко А.Ф., 105
Ильянов С.Н., 126

Й

Йонсон Э., 239

И

Исаева Н.В., 177, 216
Истомин П.В., 127
Истомина Е.И., 127

К

Кабылбекова О.М.,
215
Кабылбекова У.М.,
173
Казенас Е.К., 128
Казиев Г.З., 194
Кайгородова В.М., 237
Калашников Н.П., 197
Калита В.И., 37
Каменева А.Л., 101,
129
Капралов Е.В., 132
Караваева М.В., 240

Карпов М.И., 282, 311
Катин И.В., 155
Качинская И.Р., 338
Кидалов В.В., 120
Кириллов Д.А., 75
Кирпаль Р.А., 133
Киямов Х.Г., 342
Клименко Н.Н., 135
Клименко С.А., 99,
103, 136, 137, 151,
192, 275
Климов А.К., 209
Климов Д.А., 209
Клопотов А.А., 56, 105
Клопотов В.Д., 105
Клюев В.А., 256
Кобзарева Т.Ю., 139,
140
Ковалев В.Д., 275
Ковалев Д.Ю., 93
Козлова Н.А., 91, 142,
143, 145, 178
Колмаков А.Г., 68, 71,
99, 103, 105, 136,
137, 146, 149, 151,
192, 265
Колобов Ю.Р., 123
Колодий И.В., 268
Комиссарова И.А., 62
Комлев Д.И., 37
Коновалихин С.В., 93

- Коновалов А.В., 293
 Коновалов С.В., 62
 Константинов Г.М.,
 296
 Константинова Г.М.,
 97
 Конькова Т.Н., 153
 Копейкина М.Ю., 99,
 136, 137, 151, 192
 Копцева Н.В., 174, 323
 Копылов В.И., 142,
 143, 145, 178, 218,
 219
 Корабельников Д.В.,
 154
 Коржов В.П., 282, 311
 Коржуев М.А., 155,
 158
 Корзников А.В., 153
 Корзникова Г.Ф., 153
 Коровушкин В.В., 328
 Корохин Р.А., 274
 Котков Д.Н., 84, 91,
 177, 178, 264
 Кочанов А.Н., 160
 Кравчук К.С., 296
 Крапивка Н.А., 311
 Красильников В.В.,
 162
 Красильникова О.К.,
 180
- Крень А.П., 163
 Кубаткин В.С., 164
 Кудря А.В., 166
 Кузьмин Е.В., 167
 Кузьмин С.В., 167
 Кульков В.Г., 169
 Кульков С.Н., 258, 260
 Куперман А.М., 170,
 274
 Кураш Ю.П., 319
 Курзина Е.Г., 171
 Кусаинова К.Т., 173
 Куфтырев Р.Ю., 149
 Куцев С.В., 236
 Кыдырбекулы А.Б.,
 312
 Кыпчаков А.А., 56
- Л**
- Лагутина Е.С., 110
 Лазарева А.И., 174
 Лактионова М.А., 268
 Леонов А.Ю., 188
 Леонова Ю.О., 71, 265
 Леонтьев И.М., 175
 Лещинская К.В., 99,
 136, 137, 149, 151
 Ли Ю.В., 89
 Лихачев М.В., 44
 Логачёв В.В., 113
- Лознецова Н.Н., 256
 Лопатин Ю.Г., 84, 91,
 142, 143, 145, 177,
 178, 216, 218, 219,
 264
 Лошманов Л.П., 180
 Лужанская Т.А., 252
 Лукин А.С., 181
 Луковкин Г.М., 68
 Луцык В.И., 227
 Лысак В.И., 167
 Лысенков А.С., 121
 Ляпков А.А., 125
- М**
- Магнитский И.В., 73,
 239
 Магомедов М.Н., 182
 Майстер П.В., 332
 Макаров Е.И., 208
 Макиенко В.М., 241
 Максимов А.Б., 184
 Максимченко Н.Н.,
 185
 Маланич Г.П., 186
 Маленко П.И., 188
 Малкин А.И., 256
 Мамонова А.А., 332
 Манохин А.С., 136,
 189, 192

Марголин Б.З., 208
Маркелов Д.Е., 208
Маркидонов А.В., 193
Маркова Е.Б., 194
Мартынова Е.В., 237
Марущак П.О., 195
Марченков А.Ю., 40
Матюнин В.М., 40
Матятина А.Н., 197
Мелехин Н.В., 91, 142,
143, 216, 218, 219
Миляев А.И., 198, 199
Миляев И.М., 107,
198, 199
Миронихин А.Н., 73,
239
Миронов С.Ю., 153
Михайленко Н.Ю., 135
Михайлов А.Н., 142
Моисеев В.С., 94
Мойсейчик Е.А., 200
Мокрицкий Б.Я., 201,
241
Морозова А.И., 202
Москвичев А.А., 143
Московских Д.О., 336
Мукасян А.С., 336
Муковоз С.Ю., 189
Мукомела М.В., 109
Муравьев В.И., 224
Мурышев Е.Ю., 65

Мусафирова Г.Я., 203
Мыльников В.В., 205
Мышляев М.М., 153,
218, 219

Н

Набойщиков Ю.В., 208
Надуткин А.В., 127
Назаров В.В., 206
Насакина Е.О., 71, 265
Науменко О.В., 207
Неустроев В.С., 208
Нечаев Ю.С., 208
Низовцев В.Е., 209
Низовцева О.В., 209
Никитин С.М., 110
Никитина Е.В., 299
Никулин С.А., 245
Новиков А.И., 320
Ногай А.А., 214
Ногай А.С., 214, 215
Ноздрин И.В., 329
Нохрин А.В., 84, 91,
142, 143, 145, 177,
178, 216, 218, 219,
264

О

Обухов А.В., 208
Объедков А.М., 126

Овсянников Н.А., 121
Овчинникова О.А., 128
Одесский П.Д., 44
Олесюк О.В., 249
Ольчак А.С., 197
Онанко А.П., 220
Онанко Ю.А., 220
Онищенко А.Н., 220
Орехов М.Е., 181
Орешкина А.В., 194

П

Павленко А.В., 296
Панкин Д.А., 109
Панова Е.А., 224
Панурин Н.А., 194
Парфенов В.А., 226
Парфенова М.Д., 227
Пачурин В.Г., 229
Пачурин Г.В., 229, 231
Пеев А.П., 167
Пенкина Т.Н., 128
Пенькова О.И., 236
Первухина О.Л., 330
Перевислов С.Н., 232
Петраш К.Н., 273
Петров Е.В., 80
Петухов А.Н., 45
Пикуль В.В., 234
Пинегина А.А., 235

Пирожникова О.Э.,
142, 143, 145, 218,
219
Писклов А.В., 84, 264
Пискунов А.В., 143,
145, 178, 218
Подзорова Л.И., 236
Покатилов В.С., 110
Полетаев Г.М., 237,
262
Пономарев К.А., 73,
239
Попов А.А., 84, 177,
178, 216, 264
Продайвода Г.Т., 220
Прокофьев С.И., 239
Просвирнин Д.В., 52,
68, 99, 105, 110,
136, 137, 146, 149,
151, 192, 245, 251,
289, 293
Протасеня Т.А., 163
Протасова Е.О., 240
Прохоров Д.В., 282
Пруцков М.Е., 121
Пустовалов Д.А., 201,
241
Пушкина О.В., 60

Р

Рабинович О.И., 243
Рабкина М.Д., 304
Радюк А.А., 37
Райков С.В., 132, 278
Резниченко Л.А., 97,
296
Релмасира К.Д., 188
Рогачев А.С., 336
Рогачев С.О., 245
Родионов Д.В., 181
Родионова С.К., 128
Родичев Ю.М., 246,
275, 315, 338
Рожковский А.Н., 220
Романов А.Д., 248
Романов Д.А., 249
Романов И.Д., 248
Руднева В.В., 329
Русинов П.О., 250
Русскин В.М., 87
Рыбальченко О.В., 251
Рычков Б.А., 252, 254
Рябичева Л.А., 255

С

Саблин П.А., 224, 241
Саблина Т.Ю., 258, 260
Савенко В.И., 256

Савотченко С.Е., 162
Савченко А.Г., 37
Савченко Н.Л., 258,
260
Садыкова Х.А., 97
Салищев Г.А., 268
Салько А.Е., 270
Самохин А.В., 37, 149
Сандлер Н.Г., 142
Сандомирский С.Г.,
261
Санников А.В., 262
Санькова С.В., 333
Саркисов Ю.С., 105
Сарычев В.Д., 140
Сахаров Н.В., 84, 145,
177, 216, 264
Севостьянов М.А., 71,
265
Севостьянова И.Н.,
258, 260
Семак А.В., 171
Семенычева А.В., 84,
177, 178, 216, 264
Семеренко Ю.А., 266,
268
Сенють В.Т., 103
Сергиенко К.В., 71,
265
Симонов В.Н., 180
Синельников А.А., 149

- Сиротинкин В.П., 289
 Скачков В.М., 269
 Скибина Л.В., 266
 Сороход В.В., 273
 Скротцки В., 251
 Слизов А.К., 289
 Смирнов В.В., 121
 Смирнова В.Б., 128
 Смирнова Е.С., 84, 91,
 142, 143, 145, 177,
 216, 218, 264
 Смоляков В.М., 330
 Смолянский А.С., 270
 Соковнин С.Ю., 272
 Солнцев В.П., 273
 Солнцев К.А., 105
 Солнцева Т.А., 273
 Соловов С.Н., 109
 Солодилов В.И., 274
 Сорока Е.Б., 246, 275,
 315
 Сорокин А.А., 208
 Сорокин А.И., 75
 Сорокопудова Ю.В.,
 277
 Соскова Н.А., 140
 Соснин К.В., 278
 Старокадомский Д.,
 279
 Степанов Н.Д., 268
 Степанов С.П., 91
 Степанова В.Э., 74
 Степович М.А., 328
 Столяров В.В., 280
 Строганова Т.С., 282,
 311
 Султанов Л.У., 342
 Сурсаева В.Г., 283
 Сычев А.Е., 93
 Сычев А.П., 75
- Т**
- Табачникова Е.Д., 268
 Танкова С.Г., 201, 241
 Тащилов С.В., 73, 239
 Терентьев В.Ф., 52,
 146, 245, 251, 284,
 289, 293
 Тересов А.Д., 249
 Терехов А.А., 293
 Тертышная Ю.В., 295
 Титов В.В., 296
 Титов С.В., 296
 Тихонова И.Б., 332
 Тихонова М.С., 85, 277
 Тихоновская Т.М., 268
 Тихоновский М.А., 268
 Ткаченко А., 279
 Томчук А.А., 37
 Топоров Ю.П., 256
 Тортика А.С., 268
- Трегубов И.М., 297
 Тряев П.В., 142
 Туктабиев М.А., 208
 Турусов Р.А., 170
 Тютюкова Ю.Б., 121
- У**
- Уваров А.А., 299
 Удовский А.Л., 95, 300
 Ульшин В.И., 301
 Ульшин С.В., 301
 Усманова Г.А., 303
 Усманова Р.Р., 303
 Усов В.В., 304, 333
 Ушаков И.В., 306
- Ф**
- Фадин В.В., 58, 308
 Федосеев В.Б., 309
 Федотов А.Ю., 236
 Филиппов А.А., 231
 Филиппов А.Г., 81
 Фирстов С.А., 311
 Фомин А.С., 121
- Х**
- Хаджиева Л.А., 312
 Хаимзон Б.Б., 140
 Хаткевич В.М., 245

Хворостяной В.В., 314,
315, 316
Хейфец М.Л., 99, 103,
105, 137, 151
Хлыбов А.А., 318
Хрустов В.Р., 272

Ц

Цыбанёв Г.В., 319, 320

Ч

Чегуров М.К., 91, 142,
143, 145, 178
Чепурин М.В., 226,
322
Чернева Т.С., 304
Чернов В.Ч., 146
Чернышев В.В., 256
Чернышов Е.А., 248
Чувильдеев В.Н., 84,
91, 142, 143, 145,
177, 178, 216, 218,
219, 264
Чукин Д.М., 323

Ш

Шабалов И.П., 44
Шабатура А.В., 220

Шавкин С.В., 337
Шагиева Ф.М., 324
Шайсултанов Д.Г., 268
Шахова Я.Э., 202
Шведов А.С., 270
Шворнева Л.И., 236
Шевцова Л.И., 325
Шевченко В.А., 109
Шевченко В.Г., 65
Шетулов Д.И., 205
Шибряева Л.С., 295
Шилкина Л.А., 296
Шилкиной Л.А., 97
Шинкин В.Н., 326
Шипко М.Н., 328
Ширяева Л.С., 329
Шишкин Т.А., 330
Шишкина Ю.А., 332
Шкатов М.И., 181
Шкатуляк Н.М., 304,
333
Шкодич Н.Ф., 336
Шотин С.В., 84, 264
Шпейзман В.В., 270
Шувалов А.Н., 44
Шувалов Д.Б., 337
Шумилин С.Э., 268

Щ

Щербакова Г.И., 94
Щукин А.С., 93

Э

Эскин Э.А., 338, 339

Ю

Юраков Ю.А., 113
Юсупов В.С., 107, 198,
199
Ющенко К.А., 266
Ющенко О.В., 341

Я

Яковлев В.Б., 75
Яковлев В.В., 208
Якупов Н.М., 108, 342,
343
Якупов С.Н., 342, 343
Якушев П.Н., 270
Яценко С.П., 269
Яшина К.В., 142, 143,
145, 218, 219, 264
Ящук С.В., 52

Сборник материалов

**«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга

Материалы опубликованы в авторской редакции.

ООО «Ваш полиграфический партнер»
127238, Москва, Ильменский пр, д. 1, стр. 6
Подписано в печать 22.08.2014
Тираж 155 экз. Заказ №з1376

ISBN 978-5-4253-0751-4

