

XVIII Международная конференция

**Физика прочности
и пластичности
материалов**

*2 – 4 июля 2012 года
Самара, Россия*

Сборник тезисов



Самара, 2012

Министерство образования и науки Российской Федерации

Российская академия наук

Научный совет РАН по физике конденсированных сред

Межгосударственный координационный совет по физике
прочности и пластичности материалов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

Самарский государственный технический университет

**XVIII Международная
конференция
Физика прочности и
пластичности материалов**



**2–4 июля 2012 года
Самара, Россия**

Сборник тезисов

Самара 2012

Печатается по решению редакционно-издательского совета СамГТУ

УДК 539.4+620.1+669.017:539.31

ББК 22.251+34.43+30.3

Ф50

Конференция проводится при финансовой поддержке
Российского фонда фундаментальных исследований
(проект 12-02-06076-г)

Редактор-составитель

Е. В. Черняева

Рецензент

Доктор физико-математических наук, профессор

В. М. Миронов

Ф 50 Физика прочности и пластичности материалов: сб. тез. XVIII Междуна-
родной конференции /ответственный редактор Штеренберг А.М. – Самара: Самарский
гос. тех. ун-т, 2012. – 162 с.

ISBN 978-5-7964-1537-5

Тезисы публикуются в авторской редакции.

УДК 539.4+620.1+669.017:539.31

ББК 22.251+34.43+30.3

Ф50

ISBN 978-5-7964-1537-5

© Авторы, 2012

© Самарский государственный
технический университет, 2012

НАНОПОРИСТОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бетехтин В.И.¹⁾, Кадомцев А.Г.¹⁾, Sklenicka V.²⁾, Нарыкова М.В.¹⁾, Амосова О.В.¹⁾

¹⁾ ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

²⁾ Institute of Physics of materials AS CR, Brno, Czech Republic

Нано и микропоры являются одними из характерных дефектов твердых тел, образующихся при определенных режимах пластической деформации; закалке с высоких температур; радиационных воздействиях и т.д. [1]. Образование пористости ведет, как правило, к деградации физико-механических свойств, а её уменьшение, например, за счет полного или частичного залечивания, позволяет повысить эти свойства.

В данной работе изучалось образование нанопористости при интенсивной пластической деформации, которая обычно используется для получения субмикроструктурных металлических материалов, и нанопористость в аморфных сплавах, приготовленных при сверхбыстрой закалке. Определялись параметры нанопористости и выяснялось её влияние на некоторые физико-механические свойства исследуемых материалов. Для изучения нанопористости использовался модернизированный метод малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионное измерение плотности, структурные исследования проводились также с помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Исследования, проведенные на Al и сплаве Al+0.2%Sc, полученных после разного числа проходов при равноканальном угловом прессовании (РКУП), показали, что образование субмикроструктурной (1 мкм и менее) структуры сопровождается образованием нанопористости размером $\approx 20\text{--}40$ нм. С увеличением степени деформации (числа проходов при РКУП) размер зерен несколько уменьшается, а концентрация нанопор растет [2,3].

Испытание субмикроструктурных образцов при растяжении в режиме ползучести позволили установить, что увеличение концентрации нанопор с ростом числа проходов ведет к существенному (на порядок и более) уменьшению долговечности. При этом характеристики «кратковременной» прочности (твердость, предел текучести) с увеличением числа проходов растут.

Обсуждается природа наблюдаемого эффекта, свидетельствующего о существенной роли нанопористости для оценки работоспособности субмикроструктурных материалов при их длительной эксплуатации.

Выявлены нанопоры, образовавшиеся в аморфных сплавах, полученных при сверхбыстрой закалке из расплава [4]. Определены их параметры, распределение по толщине аморфных лент и установлено влияние нанопористости на прочность, температуру охрупчивания и кристаллизации [5, 6].

В частности, показано, что распределение пор по размерам носит, в основном, бимодельный характер (≈ 20 и ≈ 100 нм), при этом крупная фракция сосредоточена в тонких приповерхностном слое (≈ 3 мкм) внешней стороны аморфной ленты. Анализируются возможные причины такого распределения.

1. П.Г.Черемский, В.В.Слезов, В.И.Бетехтин «Поры в твердом теле». Энергоатомиздат, М., (1990), 310с.
2. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадо́мцев, I.Saxl ФТТ, 49, 10, 1787 (2007)
3. В.И.Бетехтин, V.Sklenicka, I.Saxl, А.Г.Кадо́мцев, М.В.Нарыкова ФТТ, 52, 8, 1517 (2010)
4. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадо́мцев, А.М.Глезер ФТТ, 40, 1, 85 (1998)
5. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадо́мцев, О.В.Амосова Изв. РАН, сер.физ. 67, 6, 818 (2003)
6. А.И.Слуцкер, В.И.Бетехтин, А.Г.Кадо́мцев, О.В.Толочко ФТТ, 76, 12, 57 (2006).

СТАДИЙНОСТЬ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ДВУХСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

elsukova@yandex.ru

Двухслойные композиты, в которых сопрягаемые среды сильно отличаются по механическим свойствам, широко используются в технике. В условиях циклического нагружения сильное различие механических характеристик сопрягаемых сред ускоряет их усталостное разрушение. Экспериментальному исследованию мезомеханики зарождения и развития усталостной трещины в двухслойном композите при знакопеременном изгибе посвящена настоящая работа.

Двухслойные композиты готовили методом наклеивания мягких поликристаллических фольг высокочистого алюминия А999 на жесткие массивные образцы технических алюминия А7 или титана ВТ1-0. Испытания проводили при комнатной температуре в режиме многоциклового усталости при напряжении, близком к пределу текучести фольги. Это позволяет нагружать композит заведомо в условиях пластической деформации фольги при упругой деформации подложки и реализовать сверхвысокие степени интенсивной пластической деформации в фольге.

В работе исследована деформационная картина как на лицевой (свободной) поверхности, так и на её обратной поверхности, которая обнажалась при отклеивании фольги после сверхвысокой степени деформации. Структурные исследования выполняли методами световой и электронной растровой микроскопии, а так же лазерной профилометрии. С использованием оптико-телевизионного измерительного комплекса получали картину деформации на мезоуровне в виде полей векторов смещений.

При числе циклов нагружения до $1,7 \times 10^7$ на лицевой поверхности выявлены: деформационный рельеф в виде грубой полосовой структуры и длинноволновой модуляции кривизны поверхности; эффекты аномального массопереноса в виде высокой микропористости, локального «холодного растворения» материала, формирование тонкой поверхностной пленки химического соединения Al-S-O-C; некристаллографическая самоорганизация полос локализованной пластической деформации.

На обратной поверхности отклеенной фольги микропористость и аномальные эффекты массопереноса отсутствуют. Наиболее ярким и характерным для неё является развитие зигзагообразных мезополос локализованной пластической деформации, распространяющиеся по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений τ_{\max} , на фоне которых происходит развитие усталостных трещин, имеющих также зигзагообразную траекторию.

Установлено, что в основе зарождения и развития усталостных трещин в поверхностном слое фольги в условиях циклического нагружения композита лежит самоорганизация материальных поворотов пластических сдвигов в ее поверхностном слое и полей встречных поворотных мод напряжений в упруго нагруженной подложке. При достижении критического значения вихревой упругой деформации трещина останавливается. Для её дальнейшего распространения необходимо накопление критической плотности деформационных дефектов в поверхностном слое перед вершиной трещины. При выполнении данного условия упругий мезовихрь в подложке инициирует дальнейшее распространение усталостной трещины. Данный процесс периодически повторяется.

Исследованы механизмы пластического деформирования материала в вершине остановившейся трещины по мере её прерывистого распространения. Вскрыта важная роль развития фрагментации в пластической деформации поверхностного слоя, которая реализует аккомодационные поворотные моды, необходимые для раскрытия усталостной трещины.

ПОРИСТАЯ КОМПОЗИЦИОННАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ СВС

Андрянов Д.И., Амосов А.П., Латухин Е.И., Самборук А.Р.,
Давыдов Д.М., Ищенко В.С.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
andriyanov14dim@yandex.ru

Пористые материалы на основе титана имеют широкую область применения и являются перспективными как в технических сферах, так и медицинских. Причем современный научно-технический прогресс требует создания новых пористых материалов, обладающих заданными физико-механическими свойствами и обеспечивающих стойкость различных конструкций. Поэтому при получении новых пористых материалов необходимо обеспечить не только высокую пористость материала и возможность регулирования размера пор, а также их достаточную прочность.

С этим связана перспектива проведения исследований с целью получения нового пористого материала, обладающего высокими эксплуатационными характеристиками.

Исследованию подвергалась тройная система Ti–B–C. Тройные системы интересны для исследования и перспективны с практической стороны, так как дают возможность для большого количества комбинаций исходных реагентов и получения необходимых физико-механических свойств получаемого материала.

Было исследовано влияние процентного содержания титана в шихте, плотности заготовки и дисперсности титана на структурообразование и прочностные характеристики получаемых материалов. При этом варьировалось процентное содержание и соотношение бора и углерода в исходной шихте. Особый интерес с точки зрения эксплуатационных характеристик вызвали образцы с высоким содержанием титана (порядка 90%) в исходной шихте.

На основе этой тройной системы была получена пористая композиционная керамика на основе титана с ячеистой проницаемой структурой и достаточной прочностью. Открытая пористость продукта становится возможной за счёт движения разогретых до высокой температуры газов, находившихся до реакции между частицами синтезируемого материала и выделяющихся из реагентов при синтезе. Кроме того, высокая температура обеспечивает очистку получаемого продукта от примесей.

Структуру полученных образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A, рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ARL X'TRA. В качестве основного параметра характеризующего прочность синтезируемого материала был выбран предел прочности на сжатие $\sigma_{сж}$. Испытания проводились на универсальной испытательной машине INSTRON.

Для увеличения температуры синтеза используется не внешний, а внутренний источник тепла экзотермических реакций между исходными компонентами. Данный метод не требует дорогостоящего оборудования, экономичен с точки зрения потребляемой энергии, что приводит к снижению себестоимости конечного продукта.

Приведены результаты экспериментальных исследований по получению и изучению характеристик синтезируемых пористых материалов.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ РАБОЧИХ КРОМОК НОЖЕЙ ГИЛЬОТИННЫХ НОЖНИЦ

Гуреев Д.М.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru

Практическая реализация результатов физических исследований влияния лазерного излучения на характер протекания процессов фазовых превращений и изменение структурно-напряженного состояния поверхностей предполагает решение целого ряда дополнительных вопросов, таких как анализ особенностей процесса износа рабочих поверхностей ножей гильотинных ножниц и требований, предъявляемых к их технологическому состоянию под углом зрения последующей термообработки лазерным излучением; влияние их габаритов и геометрии, с одной стороны, и местоположения и размеров обрабатываемых участков – с другой, на выбор параметров лазерной термообработки и т. п. В результате рассмотрения всех этих вопросов для лазерной термообработки режущих кромок ножей был выбран непрерывный СО₂-лазер с мощностью излучения до 1 кВт. Для фокусировки лазерного излучения использовалось специально разработанное оптическое устройство, обеспечивавшее равномерное распределение плотности мощности лазерного излучения по длине полосы фокусировки размером 11 × 1 мм.

При предварительном расчете температурных полей, формирующихся вблизи режущей кромки ножа вследствие воздействия поверхностного полосового теплового источника, учитывалось тепловое влияние края посредством введения фиктивного теплового источника, симметричного относительно края реальному тепловому источнику. На основании расчетов был сделан подтвержденный затем экспериментально вывод о предпочтительной реализации в условиях реального производства лазерной термообработки с небольшим (~ 1 мм) заходом излучения за режущую кромку ножа. При этом при незначительной (~ 10 %) потере площади обрабатываемой поверхности обеспечивается качественный визуальный контроль процесса лазерной термообработки. Показано, что последовательная реализация лазерной термообработки полосовым тепловым источником сначала задней, а затем передней рабочей поверхности режущей кромки ножа ведет к нежелательному усиленному развитию отпускных процессов в ее окрестности. Это предопределяет очевидный выбор лишь передней рабочей поверхности режущей кромки ножа для ее лазерной термообработки полосовым тепловым источником.

Анализ структурно-напряженного состояния поверхности, формирующегося непосредственно вблизи режущей кромки ножа при ее лазерной термообработке, позволил выявить влияние эффектов рассеяния тепла и его накопления в начале и в конце процесса соответственно и тем самым скорректировать параметры лазерной термообработки, обосновав использование полосового теплового источника и двукратного лазерного воздействия в последовательности лазерный отпуск – лазерная закалка с равномерно нарастающей скоростью перемещения луча по обрабатываемой поверхности передней режущей кромки ножа. Производственные испытания ножей гильотинных ножниц после их лазерной термообработки по обоснованной выше схеме показали повышение стойкости при раскрое тонколистовых материалов в 1,5 – 2,5 раза.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ ПРИ СВЕРХБЫСТРОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛАЗЕРНЫХ РАСПЛАВОВ

Гуреев Д.М.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru

Проведен анализ метастабильных фаз, формирующихся при сверхбыстрой кристаллизации расплавов, образованных при лазерном воздействии на поверхности предварительно отожженных и закаленных образцов быстрорежущей стали P18 (T1). В экспериментах полное растворение исходной карбидной фазы M_6C достигалось многократным лазерным воздействием импульсами длительностью ~ 1 мс на один и тот же участок поверхности. С помощью рентгеновского фазового анализа установлено, что при реализованных скоростях охлаждения $\sim 10^6$ К/с в структуре закристаллизовавшихся расплавов превалирует фаза с ОЦК-решеткой при малом содержании фазы с ГЦК-решеткой в отожженных образцах и при практически полном отсутствии последней в закаленных образцах. Содержание остаточного аустенита в затвердевшем расплаве возрастает, оставаясь тем не менее много меньшим, чем содержание в нем фазы с ОЦК-решеткой, по мере реализации лазерного переплава поверхности с более полным растворением исходных карбидов M_6C . Лазерный переплав поверхности с практически полным растворением исходных карбидов M_6C сопровождается последующим выделением при кристаллизации дисперсных карбидных фаз M_6C и MC (WC), а также интерметаллидной фазы Fe_2W , линии которых регистрируются на дифрактограммах.

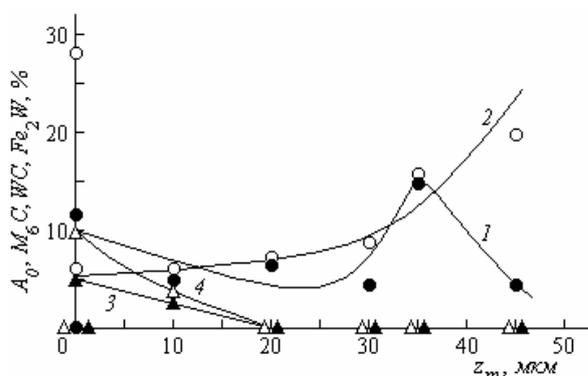


Рис. Изменения содержания по глубине z_m зоны лазерного расплава, полученного при сильном оплавлении поверхности отожженной стали P18 (T1), γ -фазы (1), карбидных фаз M_6C (2) и MC (WC) (3) и интерметаллидной фазы Fe_2W (4)

Изучено влияние последующих лазерной закалки, лазерного отпуска и объемного отпуска закристаллизовавшихся расплавов на изменение соотношений между фазами твердого раствора с ОЦК- и ГЦК-решетками и дисперсными выделениями. Лазерная закалка закристаллизовавшегося расплава ведет к возрастанию в нем содержания остаточного аустенита при одновременном возрастании содержания выделяющейся карбидной фазы M_6C и частичном растворении при этом карбидной фазы MC (WC) и интерметаллидной фазы Fe_2W . При лазерном отпуске закристаллизовавшегося расплава количество первоначально присутствовавшей фазы с ГЦК-решеткой уменьшается одновременно с дополнительным выделением карбидных фаз M_6C и MC (WC) и интерметаллидной фазы Fe_2W . После объемного отпуска закристаллизовавшегося расплава на дифрактограммах регистрируются только линии фазы с ОЦК-решеткой и часть линий карбидной фазы M_6C .

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Ni НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩИХ Cu-Be СПЛАВОВ

Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия

ojv@ssu.samara.ru, serpet1@yandex.ru,

pokoev@ssu.samara.ru

Ранее в работах [1, 2] было установлено, что постоянное магнитное поле (ПМП), наложенное на процесс старения бериллиевой бронзы БрБ-2, увеличивает микротвердость состаренного сплава до 30 %, изменяет микроструктуру сплава, размер и количество фазовых выделений, которые с различной эффективностью оказывают сопротивление движущимся дислокациям, т.е. в итоге формируется post магнитопластический эффект (МПЭ). В составе бериллиевой бронзы БрБ-2 присутствует ферромагнитная примесь Ni в количестве ~0.3 вес. %, которая может заметно повлиять на эффективность воздействия ПМП на процессы старения и, следовательно, изменить свойства сплава. Несмотря на постоянный рост данных по МПЭ в твердых телах, до сих пор не установлены механизмы возникновения МПЭ в металлах и сплавах. В связи с этим в данной работе предпринята попытка изучения влияния добавок Ni (0.4 и 1.0 вес. %) на МПЭ в Cu-Be сплаве, содержащем 1.0, 2.0 и 2.5 вес. % Be, после старения в ПМП с напряженностью 7 кЭ и без него. Режимы закалки и старения сплава выбирали на основе ранее проведенных исследований процесса старения бериллиевой бронзы БрБ-2 и бинарных Cu-Be сплавов в ПМП [3]. Исследование образцов, прошедших термическую и термомагнитную обработку, проводили методами металлографии, микротвердости, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа.

Анализ и сопоставление имеющихся экспериментальных данных, а также теоретические представления о механизмах влияния ПМП на МПЭ и кинетику старения Cu-Be сплавов позволяют сделать следующие выводы:

1. Присутствие добавки Ni в модельных бинарных Cu-Be сплавах оказывает существенное воздействие на кинетику их старения, в частности, приводит к существенному увеличению микротвердости и изменению параметров тонкой структуры сплава.
2. Наложение ПМП на все режимы термической обработки различных сплавов оказывает положительный эффект на значения микротвердости и структуру исследуемых сплавов.
3. Кинетика МПЭ в образцах существенным образом зависит от концентрации Ni в сплавах, что дает дополнительную информацию о взаимодействии структурных дефектов в стареющих Cu-Be сплавах.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. ФХОМ 2003, №3, С.18-25.
2. Покоев А.В., Осинская Ю.В., Петров С.С., Храмов А.С. Проблемы черной металлургии и материаловедения 2011, №4, С.87-90.
3. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Петров С.С. Вестник СамГУ 2010, Т.78, С. 145-154.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ЗАПАСЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПО ЗЕРНУ В ДЕФОРМИРОВАННОМ МАТЕРИАЛЕ

Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный
университет, Томск, Россия*
koneva@tsuab.ru

В деформированном теле возникают внутренние поля напряжений. Это сопровождается появлением на электронно-микроскопических изображениях деформированного материала изгибных экстинкционных контуров. По их параметрам можно восстановить картину внутренних полей напряжений, возникающих в деформированном теле. Экстинкционные контуры отражают природу деформации локальных участков образца. Различают три типа деформации кристаллической решетки: изгиб, кручение и смешанный случай. Они идентифицируются по взаимной ориентации линии экстинкционного контура и вектора действующего отражения. Внутренние напряжения, характеризующие деформацию, образуют тензоры второго ранга. Для кубических кристаллов тензор внутренних напряжений содержит только две независимых компоненты – изгиба σ_{11} и кручения σ_{12} . Зная компоненты тензора внутренних напряжений изгиба σ_{11} и кручения σ_{12} кристаллической решетки, можно определить плотность запасенной энергии деформированного изотропного тела по формуле (Смирнов А.А. 1966):

$$\Delta U = \frac{1}{4\mu} \left[(1-\nu) \cdot (\sigma_{11})^2 + 2 (\sigma_{12})^2 \right],$$

где μ – модуль упругости, ν – коэффициент Пуассона.

Авторы разработали методику определения внутренних напряжений и плотности запасенной энергии деформированного тела по кривизне-кручению кристаллической решетки, определяемой методом просвечивающей электронной микроскопии. В настоящей работе определялись внутренние напряжения в образцах деформированной растяжением стали 110Г13 ($\varepsilon = 25\%$) в пределах одного зерна поликристалла. На электронно-микроскопических изображениях структуры деформированной стали внутри конкретного рассматриваемого зерна наблюдались дислокации, образующие сетчатую субструктуру, одиночные деформационные микродвойники и пакеты микродвойников. На микрофотографиях наблюдались также изгибные экстинкционные контуры. Их происхождение обусловлено наличием внутренних напряжений. Анализ результатов показал, что деформация по зерну поликристалла является неоднородной. Одновременно внутри одного зерна присутствуют чисто пластическая и упруго-пластическая деформации. На большей части зерна плотность запасенной энергии ΔU равна 0–20 Дж/см³. При этом среднее значение ΔU по зерну составляет 18 Дж/см³. Значения плотности запасенной энергии равные 50–107 Дж/см³ концентрируются, в основном, вблизи одной из границ зерна. Из анализа гистограммы следует, что эти значения энергии встречаются не часто и соответствуют правой ветви гистограммы. Таким образом, можно сделать вывод, что вблизи этой границы зерна находится наиболее напряженный участок фольги. Присутствие одиночных микродвойников и пакетов микродвойников заметно снижает плотность запасенной энергии.

ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Козлов Э.В., Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
kozlov@tsuab.ru

В общем виде схема изменения механизмов деформации в ГЦК металлах с изменением среднего размера зерна представлена на схеме. Из этого рисунка хорошо видно, что основное изменение механизмов деформации с увеличением среднего размера зерна заключается в переходе от зернограничных эффектов, связанных с перемещением свободного и стесненного объемов, зернограничной диффузии и зернограничного скольжения к дислокационному скольжению в теле зерен с постепенно увеличивающимся вектором Бюргера от частичных дислокаций к полным. Иными словами, при высокой плотности границ зерен основная деформация протекает по ним, а при меньшей плотности - по телу зерен.

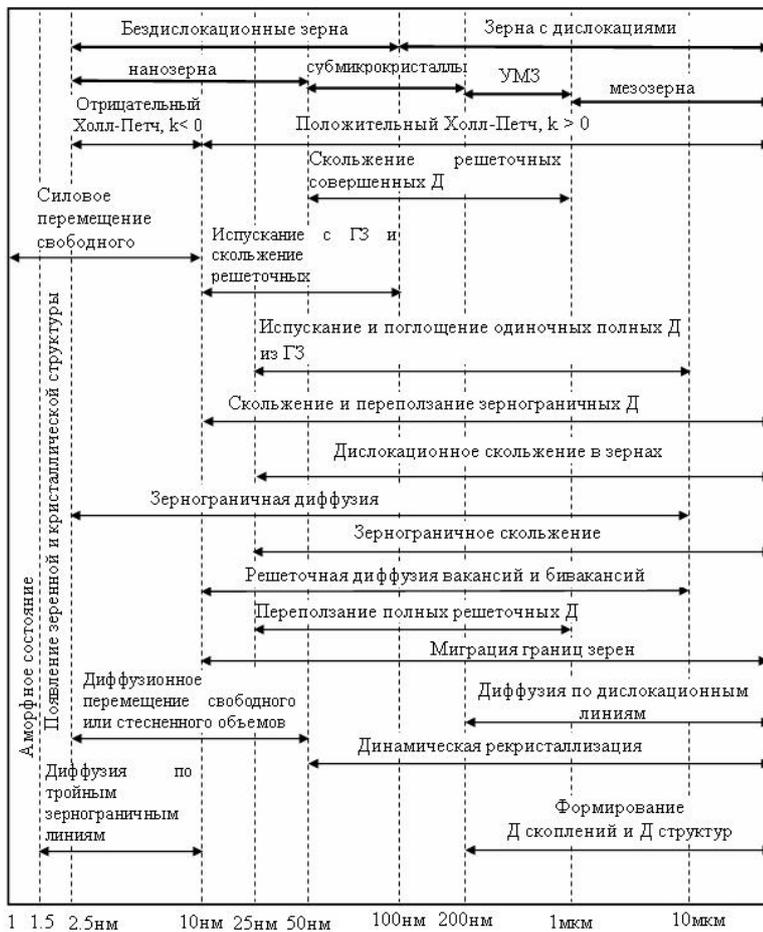


Схема изменения доминирующих механизмов деформации Cu, $T = 300$ К. УМЗ – ультрамелкозернистые поликристаллы

при размерах зерен более 1 мкм доминирует дислокационный механизм деформации. Весьма интересна промежуточная область - интервал 1000...10 нм, в которой достаточно эффективно взаимодействуют зернограничные сдвиги и дислокационное скольжение. Зернограничное скольжение активирует внутризеренное скольжение. Поглощение решеточных дислокаций границами зерен в местах работы дислокационных стоков активизирует зернограничные процессы.

при высокой плотности границ зерен основная деформация протекает по ним, а при меньшей плотности - по телу зерен.

Переход в область нанозерен принципиально не изменяет список механизмов деформации. Они остаются теми же, что и для обычных зерен мезоскопического размера. Однако роль этих механизмов и их относительный вклад в деформацию в нанобласти значительно изменяется. Прежде всего, резко возрастают роль и относительный вклад в деформацию зернограничных процессов. Различного рода зернограничные сдвиги, как диффузионные, так и дислокационные, при размерах зерен в окрестности 25 нм становятся доминирующими. В противоположность этому

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПЛОТНОСТЬ ДЕФЕКТОВ И ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛАХ

Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия,
koneva@tsuab.ru*

Дислокационная структура оказывает значительное влияние на механические свойства поликристаллов. Этот эффект значителен в поликристаллах мезоуровня и частично сохраняется в поликристаллах микроуровня. Поэтому особенно важно знание параметров дислокационной структуры при переходе размера зерна к микроуровню.

Настоящий доклад посвящен исследованию параметров дислокационной структуры микроуровня в зависимости от размера зерна. Предшествующие работы различных исследователей, в том числе, авторов настоящего доклада, показали, что на микроуровне особенно усиливается зависимость параметров дислокационной структуры от среднего размера зерна. В настоящей работе методом ПЭМ измерены скалярная плотность дислокаций, плотность геометрически необходимых дислокаций и плотность избыточных дислокаций, внутренние поля напряжений и кривизна-кручение кристаллической решетки на поликристаллах меди с субмикроструктурным размером зерна. Был выбран интервал средних размеров зерен 100–400 нм. Этот интервал размеров зерен наиболее подходит для решения поставленной задачи, поскольку дислокации в этих зернах еще сохраняются на минимальном пределе размера зерен, а на максимальном – может формироваться дислокационная структура.

Накопленные в объеме материала дислокации сначала испускаются их источниками, а потом тормозятся в результате реакций с другими дислокациями. И размножение дислокаций, и реакции являются случайными процессами. Поэтому эта группа дислокаций называется статистически запасенными с плотностью c_S . Статистически запасенные дислокации тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. Если в материале присутствуют более прочные барьеры – частицы вторых фаз и границы зерен, то имеет место градиент пластической деформации. Если такие градиенты присутствуют, то дополнительно к плотности дислокаций c_S происходит накопление геометрически необходимых дислокаций с плотностью c_G . В этом случае:

$$p = c_S + c_G.$$

Наличие геометрически необходимых дислокаций часто связано с изгибом кристаллической решетки.

Установлено, что в интервале средних размеров зерен менее 400 нм скалярная плотность дислокаций линейно убывает, а плотность геометрически необходимых дислокаций линейно возрастает с уменьшением среднего размера зерна. Одновременно растут внутренние напряжения и кривизна-кручение кристаллической решетки. При приближении к критическому размеру зерен 100 нм сначала все дислокации становятся геометрически необходимыми, а затем скалярная плотность дислокаций в теле зерна убывает до нуля. Основными дефектами становятся тройные стыки границ зерен, частичные стыковые дисклинации в них и дислокации на границах зерен.

РЕЗОНАНСНЫЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ NaCl В СВЕРХНИЗКИХ СКРЕЩЕННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Минюков С.А., Петржик Е.А.,
Шведченко Д.О., Капуткин Д.Е.¹, Наими Е.К.¹

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия; mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

¹*Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва,
Россия; e.naimi@mail.ru*

Широкие исследования движения дислокаций в постоянном магнитном поле и в условиях классического ЭПР в щелочно-галогидных кристаллах показали, что магнитное поле стимулирует открепление дислокаций от центров пиннинга за счет спинзависимых электронных переходов в системе дислокация-примесь. Недавно обнаружено [1, 2] резонансное движение дислокаций в кристаллах NaCl в скрещенных магнитных полях – постоянном поле Земли (B_{Earth}) и переменном поле (\tilde{B}) радиочастотного диапазона.

В настоящей работе эти исследования были продолжены на кристаллах NaCl нескольких типов, различающихся примесным составом. Во всех кристаллах найдены острые пики дислокационных пробегов $l(\nu)$ с максимумами при одной и той же частоте $\nu = 1.380$ МГц в условиях, когда дислокации (L) и магнитные поля B_{Earth} и \tilde{B} были ориентированы вдоль трех взаимно ортогональных направлений системы $\langle 100 \rangle$. Аналогичные пики дислокационных пробегов измерены при варьировании ориентации поля $\tilde{B} \perp L$ относительно B_{Earth} . Характер зависимости высоты пиков от угла между магнитными полями определяется типом кристалла. Только для одного из них пик исчезал в параллельных полях B_{Earth} и \tilde{B} . Для кристаллов с известной концентрацией C примеси Ca высоты пиков зависят от C так же, как в статическом эффекте: $l \propto 1/\sqrt{C}$.

Поворот образца вокруг одного из ребер, параллельного направлению исследуемых дислокаций и ортогонального магнитным полям, расщепляет резонансный пик пробегов на два пика, характеризуемых частотами $\nu_{1,2} = g\mu_B B_{\text{Earth}} \cos\theta_{1,2} / h$, где h – постоянная Планка, μ_B – магнетон Бора и $\theta_{1,2}$ – углы ($\theta_1 + \theta_2 = \pi/2$), образуемые двумя другими ребрами кристалла с B_{Earth} . Самая низкая частота пика дислокационной подвижности $\nu \approx 80$ кГц достигается при повороте кристалла относительно поля Земли на $\theta = 85^\circ$. При $\theta = 87^\circ$ резонансный пик исчезает. Существование резонанса вплоть до частоты ~ 100 кГц показывает, что время спин-решеточной релаксации τ_{s-l} на примесных магниточувствительных центрах должно быть существенно больше 10^{-5} с, что соответствует оценкам, полученным ранее по независимым экспериментальным данным в этих кристаллах: $\tau_{s-l} \sim 10^{-4}$ с.

Резонансные максимумы дислокационной подвижности в радиодиапазоне частот переменного магнитного поля реализованы и при других постоянных полях $B_r \approx (0.5, 2, 3, 5) B_{\text{Earth}}$ в геометрии $B_r \perp \tilde{B} \perp L$. Расширение частотного диапазона позволило обнаружить квартет резонансных частот ν_n , соответствующих постоянному магнитному полю B_r и различающихся значениями фактора Ланде $g_n = h\nu_n / \mu_B B_r$ ($g_n = 1.7-2.1$).

Авторы благодарны поддержке РФФИ, грант № 10-02-01099-а, и Программе фундаментальных исследований Президиума РАН № 24.

1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Морозов В.А., Кац В.М., Лукин А.А. // Письма в ЖЭТФ. 2010. Т. 91. № 2. С. 97–101.
2. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Морозов В.А., Кац В.М., Лукин А.А. // ФТТ. 2011. Т. 53. № 10. С. 2010-2017.

МАГНИТОДИФфуЗИОННЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ГЕТЕРОДИФфуЗИИ В ЖЕЛЕЗЕ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Покоев А.В., Федотов А.А.

Самарский государственный университет, Самара, Россия
pokoev@ssu.samara.ru, andrew.f.box@mail.ru

Эффект влияния переменных и импульсных магнитных полей (МП) на процессы переноса атомов в кристаллической решетке [1] может применяться в качестве инструмента изучения механизмов диффузионных и релаксационных процессов в ферромагнитных металлах и контролируемого воздействия на диффузию и структурные изменения в сплавах. С целью развития представлений о механизмах процессов диффузии и релаксации под действием внешних импульсных воздействий в работе изучалась диффузия Al- α -Fe и Be- α -Fe, имеющих различный размерный фактор, при наложении импульсного МП.

Обнаружено “резонансное” поведение КД Al в α -Fe: в «частотном спектре» КД при температурах 730, 740 и 750 °С наблюдаются два максимума. По смещению положений максимумов частной зависимости резонансных пиков КД при этих температурах определены энергии активации релаксационных процессов, которые оказались равными $U_{1rel} = 238,7$ кДж/моль и $U_{2rel} = 122,5$ кДж/моль, соответственно. Первая из этих величин близка к энергии активации объемной диффузии Al в α -Fe, которая известна из литературных данных [2] и равна $Q = 227,1$ кДж/моль. Близость полученных значений энергии активации релаксационного процесса к энергии активации диффузии Al в α -Fe позволяет сделать вывод о диффузионной природе процесса и, в частности, сделать вывод о том, что наблюдаемый процесс релаксации осуществляется по механизму Зинера [3] при импульсных колебаниях магнитоэластических напряжений в решетке железа в импульсном МП.

Для температуры 730 °С установлено, что при наложении импульсного МП значение КД Al в α -Fe приблизительно в два раза больше, чем при наложении постоянного МП [4]. Измеренные значения КД Be в α -Fe при наложении постоянного и импульсного МП при температуре 730 °С практически одинаковы, что позволяет сделать предположение о существенном влиянии атомного радиуса диффузанта на магнитодиффузионный эффект при воздействии МП различного типа.

В работе делается вывод, что, изучая магнитодиффузионный эффект различных примесей в Fe в МП различного типа, можно изучать механизмы релаксационных процессов и качественно обосновывать картину их атомных перемещений.

Список литературы

1. A.V. Pokoev, M.A. Verjakovskaya Defect and Diffusion Forum, 323-328, P. 289 (2009).
2. И.А. Акимова, В.М. Миронов, А.В. Покоев Физика металлов и металловедение, Т. 56, №6, С. 1225 (1983).
3. А. Новик Релаксационные явления в кристаллах / А. Новик, Б. Берри. Пер. с англ. Под ред. Э. М. Надгорного, Я. М. Сойфера. – М.: Атомиздат, 1975.
4. В.М. Миронов, А.В. Покоев, С.П. Ворона, Д.Ф. Полищук, В.Ф. Мазанко, В.М. Фальченко Исследование влияния магнитного поля на диффузию Al в железе методом радиоактивных изотопов. Металлофизика, Т. 7, №5, С. 115 (1985).

РЕНТГЕНОВСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССОВ АЗОТИРОВАНИЯ И ЦЕМЕНТАЦИИ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

Волков В.В., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия,
volvvv@mail.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Одним из методов повышения прочностных свойств металлов и сплавов является их азотирование и цементация. Рассмотрена возможность использования рентгеновских лучей для неразрушающей диагностики поверхностного слоя, подвергнутого цементации и азотированию методом диффузионного насыщения из газовой или твердой фазы. Для этого используется рентгенографический метод [1], чувствительный к изменению параметра решётки растворителя, в котором происходит диффузия. Форма рентгеновской линии образца, подвергнутого диффузионному насыщению, несёт информацию о концентрационном распределении компонентов в диффузионной зоне. При этом, используя решение уравнения диффузии для граничных условий постоянного источника, можно получить данные о коэффициенте диффузии диффундирующего компонента. Диффузия углерода или азота в железе рассматривается как объёмная диффузия из постоянного источника в поликристаллический образец железа.

Рентгенографическим методом изучаются изменения формы дифракционной рентгеновской линии (РЛ), «отражённой» от образца. Алгоритм математического моделирования формы РЛ диффузионного образца [2], позволяет прогнозировать или осуществлять мониторинг процесса диффузионного насыщения. Разбивая концентрационный профиль диффундирующего компонента на слои, в пределах которых концентрация меняется на одну и ту же величину, можно найти их толщину и глубину залегания. Далее вычисляется интенсивность отражения излучения рентгеновских лучей от каждого слоя разбиения. Зная положения максимумов отражений, их интенсивность, суммированием интенсивностей можно найти результирующую ФРЛ. Таким образом, вся форма линии в общем случае содержит интенсивность от основы-растворителя и размытую полосу интенсивности от образовавшегося твёрдого раствора с переменным по глубине параметром решётки. Для численного моделирования использовали зависимость параметра решётки железа от концентрации углерода и азота, описываемую законом Vegarda.

Выполнено моделирование зависимости формы РЛ от температуры на разных стадиях процесса азотирования и цементации. Установлено, как изменение положения максимума отражения от линии чистого растворителя, соотносится со степенью диффузионного насыщения образовавшегося твёрдого раствора. Знание предела растворимости диффундирующего компонента даёт возможность оценить значение максимального смещения РЛ, что позволяет контролировать степень диффузионного насыщения. Установлена связь между интенсивностью смещённой компоненты РЛ и коэффициентом диффузии, что даёт возможность решения обратной задачи рентгеновской диагностики – нахождения коэффициента диффузии компонента форме РЛ.

Список литературы

1. Б. Я. Пинес, Э. Ф. Чайковский. Доклады Академии наук СССР **1235**, 6 (1956)
2. А.В. Покоев. Перспективные материалы. Т. IV: /под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ/, 2011- С. 317-396

РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛЕЙ ДВИЖУЩИМСЯ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА

Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru

Одним из эффективных методов модификации свойств железоуглеродистых сплавов является термообработка движущимся лучом лазера. При этом формируется упороченная зона закалки в виде прямой дорожки некоторой глубины и ширины.

Целью настоящей работы является решение важных задач инженерной практики. Актуальность этих теоретических исследований связана в первую очередь с тем, что эксперименты, выполненные разными авторами, характеризуются плохой воспроизводимостью: при практически идентичных условиях термообработки (при одинаковой мощности лазерного излучения, радиусе пятна, скорости его перемещения и т.д.) глубина закаленной зоны на стали одной и той же марки оказывается совершенно различной.

Теоретические исследования данной проблемы, проведенные другими авторами, базируются на так называемой одномерной модели. Данная модель не учитывает ни одного из следующих факторов: во-первых, трехмерности теплового потока с поверхности вглубь нагреваемого образца, во-вторых, конечности размеров поверхностного источника тепла, в-третьих, движения этого источника по нагреваемой поверхности. С целью учета перечисленных факторов в стандартные формулы одномерной модели обычно вносятся различные уточняющие поправки (коэффициенты и даже функции). Однако справедливость получаемых при таком способе формул вызывает сомнения, поскольку величина поправок по разным данным различна. Поэтому некоторые авторы [1] считают, что уравнения одномерной модели описывают реальный процесс нагрева движущимся лучом лазера не количественно, а качественно.

Нами в предыдущих работах [2,3] было приведено точное решение трехмерного уравнения теплопроводности для случая гауссового источника тепла, движущегося по поверхности полуограниченного пространства. Оно без каких-либо искусственно внесенных поправок учитывает все три вышеперечисленных фактора и, следовательно, является хорошим приближением реального температурного поля при лазерной термообработке. На основании этого решения в данной работе разработаны методики определения технологических режимов, обеспечивающих заданную скорость закалки и размеры зоны закалки при обработке сталей различных марок.

Список литературы

1. Веденов А.А., Гладуш Г.Г. Физические процессы при лазерной обработке материалов. М.: Энергоатомиздат, 1985, 208 с.
2. Манако В.В., Путилин В.А. Методика оценки размеров зоны закалки при обработки движущимся лучом лазера. // ФиХОМ, 2010, N5, С.23-28.
3. Манако В.В., Путилин В.А., Камашев А.В. Расчет температуры при нагреве неподвижным лазерным лучом. // Теплофизика высоких температур. 2011, Т.49, N1, С.126-132.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ

Рубаник В.В., Царенко Ю.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск
labpt@vitebsk.by

Кабели с минеральной изоляцией получают путем многократных циклов волочения и термообработки заготовки. При волочении сначала обжимается оболочка и происходит уплотнение изоляционного материала. Затем, когда плотность достигнет некоторого значения, начинается процесс волочения всей системы в целом, т. е. происходит пропорциональное уменьшение внешнего диаметра и сечения жил с одновременным удлинением заготовки. Неоднородность поверхности жил зависит от физико-механических свойств, как материала жил, так и порошкового наполнителя и его гранулометрического состава. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности электрофизических свойств, преждевременному выходу из строя кабеля при эксплуатации.

При волочении кабельной заготовки происходит перемещение частиц порошковой изоляции (оксида магния) и их дробление. Показано, что наиболее интенсивно дробление порошка происходит после волочения заготовки с наложением ультразвуковых колебаний, что обеспечивает снижение обрывности жил.

При волочении нагревостойкого кабеля с наложением ультразвуковых колебаний формируется поверхность токопроводящих жил с низкой шероховатостью, наблюдается более однородное сечение проводника по длине изделия (рис.1). Кроме того, жила после деформации с наложением ультразвука обладает повышенной пластичностью, что позволяет увеличить единичные обжаты при волочении заготовки. Уменьшение колебаний поперечного сечения жил по длине кабеля позволяет также повысить его эксплуатационные свойства, т.е. устранить возможность разрушения жил при нагревании, а также при пластической деформации при монтаже.

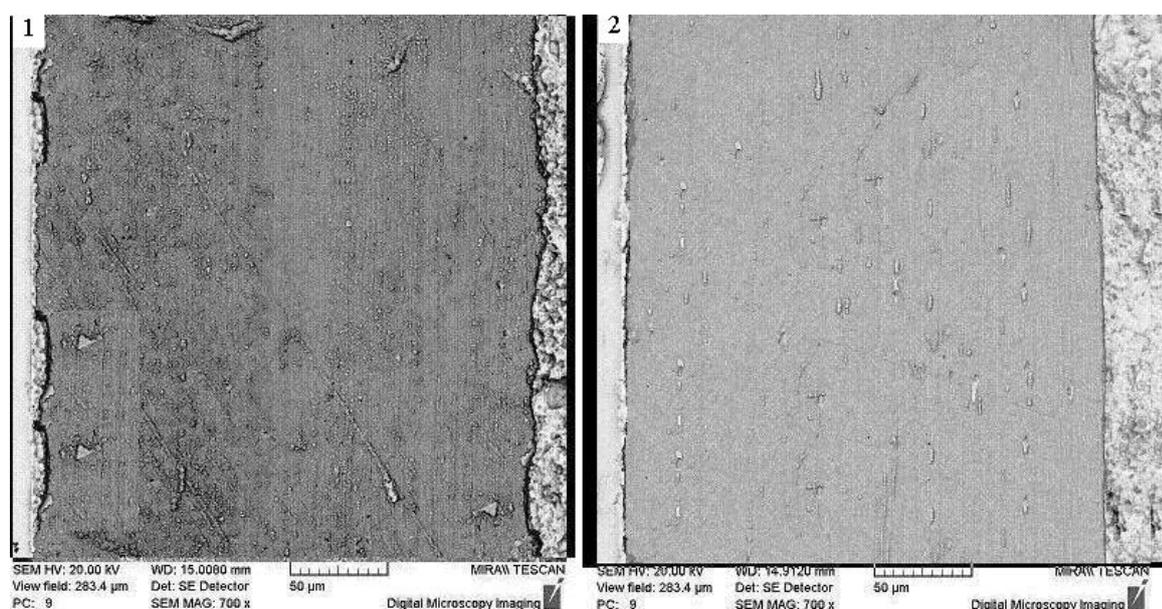


Рис.1. Продольное сечение токопроводящей жилы кабеля после волочения: 1 – в обычных условиях; 2 – с наложением ультразвуковых колебаний

Волочение кабеля с наложением ультразвуковых колебаний позволяет уменьшить размеры зёрен токопроводящих жил при последующей термообработке за счёт образования дополнительного количества дефектов, которые при рекристаллизации служат зародышами новых зёрен.

ПЛАВЛЕНИЕ МЕТАЛЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ СТРУИ НАГРЕТОГО ГАЗА

Тютяев А.В., Должиков А.С.

СамГТУ, Самара, Россия
tyutyayev@mail.ru

Одним из перспективных методов защиты объектов (рабочих узлов механизмов, приборов и т.д.) от потоков высокотемпературного газа является использование различных металлических конструкций. В связи с этим необходима предварительная оценка таких параметров, как температура (профиль), скорость движения фронта плавления, характерные времена процесса и т.д. Количественные оценки тем более необходимы, когда в металле под влиянием высоких температур могут происходить необратимые структурные изменения.

В общей постановке, теплогидродинамические процессы, протекающие при воздействии высокотемпературного газа на металл или внедрении нагретых тел в плавящийся материал, сложны для анализа. Расчеты занимают много времени, а их результаты имеют практическое значение только для данного рассчитанного варианта. Поэтому очень важно иметь достаточно простые методы оценки различных параметров.

Рассмотрена модель процесса в которой полый цилиндр с циркулирующим внутри жидким теплоносителем с высокой температурой с силой внедряется в массив твердого вещества (металла) с определённой температурой плавления. Считаем, что расплавившаяся часть вещества выдавливается из-под торца цилиндра в боковые зазоры между плавящимся материалом и образующей цилиндра, т.е. осуществляется постоянный контакт между торцом цилиндра и твердым (нерасплавившимся) материалом. Полагаем вещество полуограниченным телом. На первой стадии, до температуры плавления металла, разогрев будет описываться обычным уравнением теплопроводности с соответствующими граничными условиями. На второй стадии рассмотрено температурное поле с подвижной границей. Выполненный анализ позволяет найти время плавления материала определённой толщины и скорость движения фронта плавления.

ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ СТАЛЬНЫХ ТРУБ НАГНЕТАТЕЛЬНЫХ СКВАЖИН.

Тютяев А.В., Штеренберг А.М., Должиков А.С.

СамГТУ, Самара, Россия
tyutyayev@mail.ru

В настоящее время актуальной становится разработка месторождений с высоковязкой нефтью. Из-за большой вязкости альтернативы тепловым методам добычи такой нефти в настоящее время нет. Однако при тепловом воздействии на нефтяной пласт значительные тепловые нагрузки испытывает также технологическое оборудование. В таком случае, необходимой является оценка температур эксплуатационных труб и обсадных колонн и их деформаций.

В настоящей работе для обоснованной оценки температурных деформаций труб и колонн на первом этапе выполняется приближённое решение стационарной двумерной задачи определения температурного профиля при подаче теплоносителя по внутренней трубе к пласту с учётом конвективного переноса тепла в продольном направлении и кондуктивного переноса в радиальном направлении r .

$$u \frac{dT}{dx} = \frac{\sigma}{c\rho} \alpha [T(x, t) - T(R_0, x)],$$

$$\frac{d^2T(x, r)}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{dT(x, r)}{dr} = 0.$$

Здесь u – скорость теплоносителя, c – теплоёмкость теплоносителя, ρ – плотность теплоносителя, α – коэффициент теплоотдачи, T_m – температура теплоносителя, T_n – температура породы.

Решение сформулированной задачи имеет вид:

$$T_i = A_i + B_i \ln r,$$
$$i = 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8$$

Полученные температуры позволяют определить радиальные и продольные деформации. Для расчёта продольной деформации труб используется формула

$\Delta l = L_0 \alpha_t \Delta T$, l_0 – начальная длина, α_t – коэффициент линейного расширения, ΔT – разогрев.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКОЙ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

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

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

²⁾ *Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия,*
RZValiev@mail.ru

Целью настоящей работы является исследование прочности и механизмов ударного разрушения материалов с ОЦК, ГПУ и ГЦК структурой в исходном состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в субмикрокристаллическом состоянии в широком интервале температур.

В качестве материала с ОЦК структурой была использована сталь 10, в качестве материалы с ГПУ структурой – титан Grade 4, в качестве материала с ГЦК структурой – алюминиевый сплав АК4-1. Субмикрокристаллическое состояние всех материалов (средний размер зерна 300 нм) было получено при различных режимах РКУП (сталь 10), РКУП-конформ (титан Grade 4) и РКУП + экструзия (сплав АК4-1). Механические испытания включали в себя: испытание на твердость, растяжение и ударную вязкость. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии в растровом микроскопе JSM-6092.

В результате проведенных исследований установлено, что РКУП, за счет формирования субмикрокристаллической структуры, повышает твердость и прочностные характеристики материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ структурой в 1.5–2,5 раза по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства.

РКУП сужает интервал вязко-хрупкого перехода в материалах с ОЦК структурой (сталь 10) и температурный интервал интенсивного изменения ударной вязкости в материалах с ГПУ структурой (титан Grade 4) по сравнению с исходным состоянием. Порог хладноломкости стали 10 после РКУП при 200 °С практически не изменяется. Повышение температуры РКУП до 400 °С смещает интервал вязко-хрупкого перехода стали 10 в область низких температур. В материале с ГЦК структурой (сплав АК4-1) после РКУП ударная вязкость практически не изменяется в широком интервале температур испытания.

Доминирующим механизмом низкотемпературного ударного разрушения стали 10 (ОЦК структура) после РКУП при 200 °С является квазискол, а после РКУП при 400 °С – скол. В интервале вязко-хрупкого перехода сталь 10 после РКУП при 200 °С разрушается с образованием вязких гребней и ступенек или малорельефных вытянутых участков, а после РКУП при 400 °С – по механизму микроскола и ямочного микрорельефа. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 после всех режимов РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа. Титан Grade 4 после РКУП-конформ и алюминиевый сплав АК4-1 после РКУП + экструзия при всех температурах испытания разрушается с образованием ямочного микрорельефа.

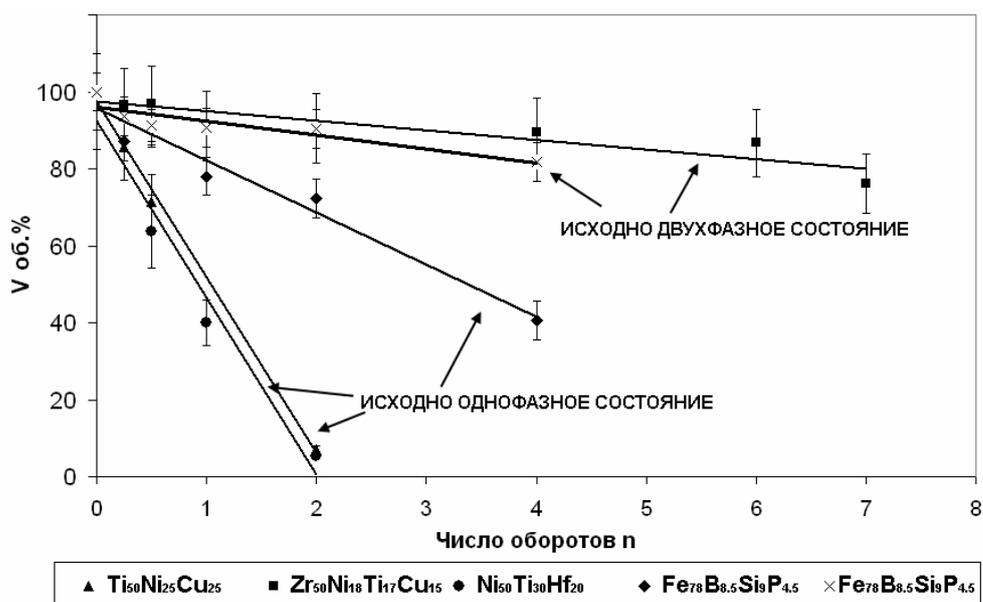
Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 11-08-00208).

О СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ЦИРКОНИЯ И НИКЕЛИДА ТИТАНА

Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л.,
Носова Г.И.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

Наиболее эффективным способом получения аморфного состояния металлических сплавов, является метод быстрой закалки из расплава – спиннингование. Однако аморфное состояние можно также получить и в процессе различных видов интенсивной деформации кристаллических материалов. Целью данной работы является рассмотрение особенностей деформационной аморфизации закристаллизованных сплавов $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_{9}P_{4.5}$ в ходе интенсивной деформации в камере Бриджмена. Кристаллические образцы для МПД в камере Бриджмена были получены отжигом аморфного состояния всех изученных сплавов, приготовленных из чистых компонентов методом спиннингования расплава в атмосфере аргона. Для аморфных сплавов $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ отжиг на воздухе проводили по режиму $500-510^{\circ}C - 30$ мин., а для сплава $Fe_{78}B_{8.5}Si_{9}P_{4.5}$ – по двум режимам: $540^{\circ}C - 30$ сек и $600^{\circ}C - 25$ мин. Последнее дало возможность получить для сплава на основе железа однофазное и двухфазное кристаллические состояния соответственно. Сплавы на основе никеля и титана после отжига находились в однофазном кристаллическом состоянии, а сплав на основе циркония – в двухфазном. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни n в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рисунке представлены скорости аморфизации сплавов нормированные на 100% исходной кристаллической фазы при $n = 0$.



Видно, что в одинаковых условиях испытаний, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана - $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и исходно однофазный сплав $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы - $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ аморфизуются слабо. Для объяснения полученных экспериментальных результатов развивается представление об учете возможных факторов, определяющих склонность изученных кристаллических сплавов к деформационной аморфизации в камере Бриджмена.

НАНОТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Исаев Д.В., Попов Д.В.

*Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru*

Особое место среди известных технологий упрочнения металлов и сплавов занимает обработка взрывом конденсированных взрывчатых веществ (ВВ). Она выгодно отличается от известных тем, что не требует сложного и дорогого оборудования и ее главным элементом является заряд ВВ. [1]

При детонационном воздействии ответственными за упрочнение поверхности являются ударноволновые воздействия, "быстрая" закалка из твердого состояния и легирование, т.к. азот и азотистые соединения присутствуют в продуктах детонации и взрыва. Они могут являться агентами легирования и массапереноса, что составляет комплекс детонационного упрочнения, а детонационная волна выступает источником энергии для этого переноса. Известно также, что для повышения температуры взрыва в состав (ВВ) рекомендуется вводить порошки некоторых элементов 2-4 групп таблицы Менделеева их сплавов и соединений.

Перспективным способом модификации поверхности может стать ее взрывоплазменная обработка с использованием схемы канальных зарядов (ВВ). Поэтому, по мнению авторов целесообразно провести исследования и разработку взрывоплазменного метода упрочнения поверхности и уточнить зависимости между параметрами детонации взрывчатых веществ, термодинамическими характеристиками получаемых потоков плазмы и связать их с механическими характеристиками упрочняемого материала и соответствующих деталей.

Список литературы

1. Валюженич М.К., Штеренберг А.М., Кривченко А.Л. «Композитные материалы, полученные нетрадиционным способом», 50^й Международный научный симпозиум «Актуальные проблемы прочности». г. Витебск, Беларусь. 2011 г. часть 1.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ, ОЦЕНКА И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КИНЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИХ СОСТОЯНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Громаковский Д.Г.

ФГБОУ ВПО СамГТУ НТЦ «Надежность», г. Самара, Россия,
pnms3@mail.ru

В разрабатываемой концепции усталостного изнашивания поверхностей, деформируемых трением, содержатся два фундаментальных обстоятельства, отраженных в модели износа.

Первое из них учитывает устойчивый периодический характер отделения материала (после накопления повреждаемости) на локализованных участках трущихся поверхностей, что показано на рис.1.

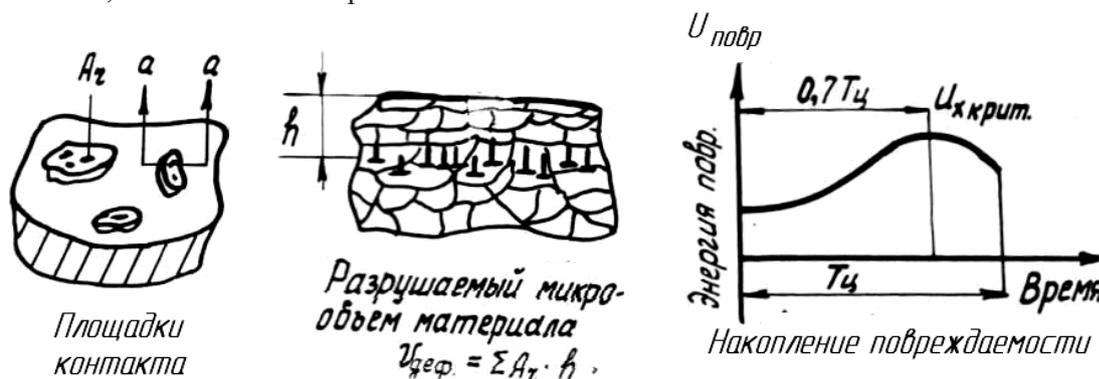


Рис.1. К иллюстрации модели изнашивания: $V_{\text{деф}}$ – объем материала, отделяемого с микроплощадки контакта. Отделение происходит при $U_{\text{повр}} \rightarrow \text{max}$.

Вторым обстоятельством является способ оценки времени разрушения, построенный на основе кинетического подхода развитого академиком С.Н. Журковым [1] и его школой.

Этот подход реализован в уравнении (1).

$$J_v = \frac{\Delta A_r \cdot n_r \cdot h}{\vartheta \xi \lambda \left[t_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma \sigma \psi}{RT}\right) \right]}, \text{ мм}^3/\text{час}, \quad (1)$$

где ΔA_r – площадь среднего пятна фактического контакта, n_r – число пятен фактического контакта, а h – эмпирическая характеристика толщины отделяемого за один цикл материала, λ – число связей, которые необходимо разрушить для отделения материала с поверхности единичного пятна износа.

Кинетические параметры U_0 и γ определяются при склерометрических испытаниях [2,3] и др.

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства РФ (Минобрнауки) на основании Постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.2010.

1. Журков С.Н. Проблемы прочности твердых тел. Вестник АН СССР, 1957. №11. -С.78-82.
2. Д.Г. Громаковский. Концептуальный подход в задачах обеспечения высокой износостойкости поверхностей узлов трения. //Трение и смазка в машинах и механизмах. 2008. №3. М.: Машиностроение. – С. 33-37. ISSN 1819-2092.

3. Д.Г. Громаковский, А.Г. Ковшов, М.В.Карпухин, С.В. Шигин. Экспериментальная оценка активационных параметров повреждаемости и разрушения деформируемых поверхностей. Известия Самарского научного центра РАН, том 13, №4(3), Изд-во Самарского научного центра РАН, 2011, -С.709-712.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ 1А-ГРУППЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕМЕНТОВ

**Замалдинова Г.И., Гаркушин А.И., Гаркушин И.К.,
Штеренберг А.М.**

*ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет»,
Самара, Россия*
baschem@samgtu.ru

В работе приведены результаты аналитического описания взаимосвязи коэффициента линейного расширения (α_T) и модуля Юнга (E) щелочных металлов от энергий ионизаций ($E_{\text{св(ме-ме)}}$) элементов, а также взаимосвязь с энергиями кристаллических решеток (E_p) металлов. По полученным зависимостям проведен расчет коэффициента линейного расширения α_T и модуля Юнга E для франция экстрагированием при температуре 298 К.

Зависимость коэффициента линейного расширения α_T от энергии ионизации $E_{\text{и}}$ имеет вид: $\alpha = (18178,7 - 1,25 E_{\text{и}}^{1,5}) \cdot 10^{-6}$. ($R^2 = 0,9607$; $\sigma = 8,321$). Расчетное значение $\alpha_T(\text{Fr}) = 0,97 \cdot 10^{-4} \text{K}^{-1}$ при максимальном относительном отклонении (4,26%) для калия и минимальном (0,26%) для натрия.

Зависимость α_T от энергии кристаллической решетки металлов описывается экспоненциальной зависимостью $\alpha_T = 51,13 + 470,3 \exp(E_p/34,02)$. ($R^2 = 0,9966$; $\sigma = 0,723$). Расчетное значение $\alpha_T(\text{Fr}) = 1,027 \cdot 10^{-4} \text{K}^{-1}$ при максимальном относительном отклонении (1,58%) для калия и минимальном (0,07%) для лития.

Зависимость модуля Юнга от энергии ионизации $1S^1$ -элементов описываются функцией $E = - 2,18 + 0,44 \exp(E_{\text{и}}/133,18)$. ($R^2 = 0,9999$; $\sigma = 0,0021$). Расчет $E(\text{Fr}) = 1,45 \cdot 10^3 \text{H}/\text{м}^2$ при максимальном значении относительного отклонения (29,7%) для калия и минимальном отношении (2,7%) для лития.

Взаимосвязь модуля Юнга от энергии связи «металл-металл» элементов 1А-группы описывается зависимостью $\ln E = 2,936 - 1004,57 (\ln E_{\text{св-в}}) / E_{\text{св}}^2$. ($R^2 = 0,9751$; $\sigma = 0,377$). Расчетное значение модуля Юнга для Fr составляет $1,6 \cdot 10^3 \text{H}/\text{м}^2$.

Наиболее вероятные значения $\alpha_T = 1,027 \cdot 10^{-4} \text{K}^{-1}$ и $E = 1,45 \cdot 10^3 \text{H}/\text{м}^2$.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ

Алехин В.П.

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

В настоящем докладе рассмотрены основные закономерности характера формирования и эволюции дислокационной структуры в приповерхностных и внутренних слоях материала на начальной стадии деформации. Изучены закономерности микродеформации поверхностных слоев Мо методами микротвердости, трансмиссионной электронной микроскопии, внутреннего трения и акустической эмиссии. Измерен профиль дефектов в приповерхностном слое Мо методом резерфордского обратного рассеяния протонов [1]. Показано, что за физическую природу зуба текучести ответственна микродеформация поверхностных слоев на начальной стадии деформирования.

Проведен анализ основных факторов, ответственных за особенности пластического течения в приповерхностных слоях материалов с позиций учета закономерностей зарождения, размножения и термоактивируемого движения дислокаций вблизи свободной поверхности твердого тела. Рассмотрены величины напряжений гетерогенного и гомогенного зарождения дислокаций на поверхности и в объеме кристалла. Предложена конденсационная модель зарождения дислокаций в приповерхностных слоях кристалла.

Проведена оценка скорости движения дислокаций и термоактивационный анализ кинетики микродеформации в монокристаллах Si, Ge и Mo ниже и выше макроскопического предела текучести. Рассмотрена физическая природа и структурно-кинетические закономерности микропластической деформации в температурном интервале хрупкого разрушения, а также уточнена физическая модель движения дислокаций в кристаллах с высоким рельефом Пайерлса в области малых и средних величин напряжений и низких температур.

Изложены основные физические закономерности микропластической деформации поверхностных слоев твердого тела в области хрупкого разрушения в широком интервале напряжений и температур вплоть до температуры жидкого азота. При этом оригинальность приведенных экспериментальных данных заключается в том, что они впервые получены не с использованием традиционных контактных методов нагружения (например, микроиндентирования), которые давали очень высокий и неконтролируемый уровень напряжений, а в условиях строго контролируемых величин напряжений деформирования при одноосном сжатии и растяжении, причем не только макрообразцов, но и нитевидных кристаллов с ковалентным характером межатомной связи, что не удавалось осуществить в ранее проведенных исследованиях.

Полученные результаты и проведенный теоретический анализ позволили объяснить физическую природу низкотемпературной микропластичности материалов с высоким рельефом Пайерлса в области малых и средних величин напряжений с позиций предложенного в работе диффузионно-дислокационного механизма микродеформации, а также неконсервативного движения дислокаций, как основной физической модели их перемещения при указанных условиях.

Список литературы

1. Алехин В.П., Алехин О.В. Физические закономерности деформации поверхностных слоев материалов. – М.: МГИУ, 2011. – 455 с.

РАСПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ, ВЫДЕЛЯЕМОЙ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ДЕФЕКТОВ В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Кадо́мцев А.Г., Дамаскинская Е.Е., Гиляров В.Л.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия
andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru

В работе проведен анализ распределений по энергии сигналов акустической эмиссии (АЭ), зарегистрированных при деформировании гранитных образцов, а также при измерениях, проводимых на действующем горном предприятии.

Ранее высказывались предположения о том, что хаотичному и локализованному накоплению дефектов в образцах под нагрузкой соответствует различный функциональный вид распределения по энергии АЭ-сигналов.

В работе проведен детальный анализ распределений АЭ-сигналов, зарегистрированных в различных пространственных областях образца и на разных этапах нагружения. Обнаружено, что уже на начальной стадии разрушения (~0.5–0.6 времени жизни образца), когда в большей части объема образца распределение аппроксимируется экспоненциальной функцией, явно выделяются области, в которых распределение аппроксимируется степенной функцией. Известно, что основным источником сигналов АЭ в горных породах являются трещины. Анализ пространственного распределения гипоцентров сигналов АЭ (т.е. распределения образующихся под нагрузкой дефектов) показал, что на завершающем этапе разрушения локализация дефектообразования происходит именно в той области, в которой еще на ранних этапах энергетическое распределение имело степенной вид.

Анализ акустоэмиссионной базы данных, полученной в результате измерений, проводимых на одном из рудников Дальнего Востока, показал, что на начальных этапах разрушения распределение АЭ-сигналов по энергии аппроксимировалось экспоненциальной функцией. В этот период времени локализации дефектов не наблюдалось. По мере накопления дефектов функциональный вид распределения изменился и стал степенным. При этом пространственное распределение дефектов показывает локализацию. Можно предположить, что система перешла в «опасное» состояние самоорганизованной критичности, при котором возможно образование крупных дефектов, сопровождаемое выделением большой энергии.

Пространственно-временной анализ развития разрушения позволил сделать следующий вывод. Функциональный вид распределения АЭ-сигналов по энергии связан с характером образования дефектов, а именно: при некоррелированном дефектообразовании распределение имеет экспоненциальный вид, если же образование дефектов происходит коррелированно, то распределение аппроксимируется степенной функцией. Можно предположить, что на характер образования дефектов влияет не только величина внешней нагрузки, но и структура материала (в том числе дефекты, существовавшие до нагружения).

Таким образом, анализ лабораторных экспериментов и натуральных измерений позволяет говорить о том, что функциональный вид распределения энергии АЭ-сигналов может служить индикатором характера накопления дефектов.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ ПЛАСТИФИЦИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ С СОДЕРЖАНИЕМ ВОДОРОДА НА ПРИМЕРЕ СПЛАВА VT-20

Мерсон Д.Л., Боброва О.М., Селезнев М.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

D.Merson@tltsu.ru

Известно, что механические свойства титана в значительной мере зависят от содержания в нем водорода. Наиболее склонны к водородной хрупкости титановые сплавы с небольшим количеством β -фазы, поскольку даже при небольших средних концентрациях водорода в сплаве его содержание в β -фазе может быть очень велико.

В 90-х гг. был открыт эффект пластифицирования металлической подложки тонкопленочными оксидными покрытиями (ТОП) [1], что открыло определенную перспективу для решения проблемы плохой штампуемости псевдо- α титановых сплавов. По одной из гипотез пластифицирующий эффект может быть связан с изменением содержания водорода в подложке в процессе естественного термоциклирования при многократном повторении операции нанесения ТОП.

В настоящей работе исследовалось содержание водорода в образцах титанового сплава VT-20 с различным числом (кратностью) слоев ТОП на основе циркония с помощью анализатора «G 8 GALILEO ONH». На рисунке 1 представлены результаты измерения содержания водорода в образцах: в состоянии поставки (0); с числом слоев 1, 3, 7, 10 и 15, а также в образце-свидетеле, прошедшем точно такие же технологические операции, как и 15-ти кратный образец, но без нанесения самого покрытия.

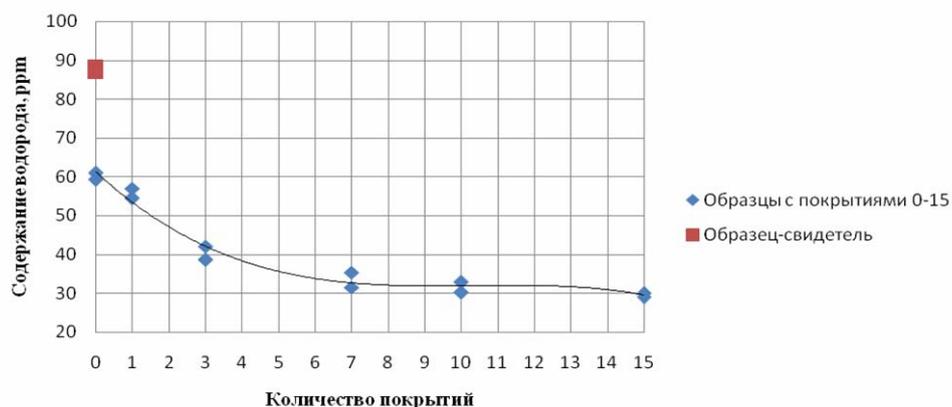


Рис. 1. Зависимость содержания водорода от кратности слоев оксида циркония (0-15)

С увеличением кратности слоев покрытия ZrO_2 содержание водорода в образцах постепенно снижается и после его уменьшения в два раза по сравнению с исходным состоянием (при 7-ми кратном покрытии) стабилизируется. Характерно, что в образце-свидетеле содержание водорода, наоборот, в 1,5 раза возрастает. Согласно [1], именно при числе слоев 7÷10 эффект пластифицирования наблюдается наиболее ярко. По-видимому, при нагреве образца (обязательная операция получения ТОП) подвижный водород активно покидает металл, а при охлаждении ТОП препятствует его возврату.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-02-00685-а

1. Выбойщик М.А., Мятлев А.А. Использование тонких оксидных покрытий для повышения пластичности и коррозионной стойкости металла // Сварочное производство. – 1992, № 4. – С. 16-17.

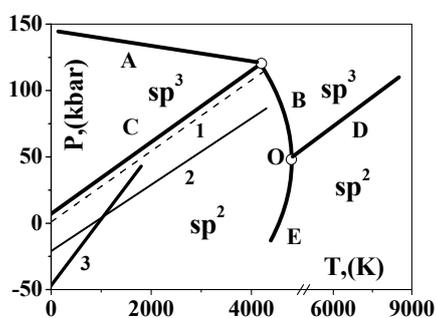
РАЗЛИЧНЫЕ СПОСОБЫ ОБРАЗОВАНИЯ sp^3 СВЯЗЕЙ В УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, г. Киев, Украина

nikkorn@mail.univ.kiev.ua

Графит и графитоподобные материалы являются наиболее тугоплавкими – их температуры плавления $T_m \sim 4000\text{--}5000^\circ\text{C}$. Широкая область изменения давления P и температуры T , изменение знака dP/dT на линии плавления графита, высокая степень возбуждения колебательных мод (КМ), что повышает эффективность нелинейно-волновых процессов, а также влияние металлов-катализаторов Fe, Ni Rh, Pd, Pt приводит к существованию не менее четырех способов образования sp^3 связей. Для фазовых T – P диаграмм углеродных материалов характерно наличие различных линий равновесия фаз, как в твердом, так и в жидком состоянии, что показано на рис.1. Понять природу этих изменений структуры и свойств можно на основе развиваемого нами нелинейно-квантового материаловедения [1].



Для линий равновесного превращения графита в алмаз А и части линии плавления В из соотношения Клаузиуса–Клапейрона $dP/dT = Q/(T\Delta V)$ в случае $dP/dT < 0$ получаем $\Delta V < 0$. Это соответствует повышению плотности алмаза ($3,5 \text{ г/см}^3$), а также алмазоподобного расплава в области между линиями В и D. Для линии С каталитического превращения $sp^2 \rightarrow sp^3$ и линии D аналогичного полиморфного превращения в жидкости $dP/dT > 0$ и при $\Delta V < 0$ получаем $Q < 0$, что делает этот способ образования sp^3 связей

подобным кристаллизации. Значительное уменьшение плотности жидкого графита ($2,2 \rightarrow 1,2 \text{ г/см}^3$) в случае плавления при низком давлении связано с большой теплотой плавления $Q \approx 120 \text{ кДж/моль}$ (Савватимский А.И.). В точке 0 $dP/dT \rightarrow \infty$, и при конечных значениях T и ΔV это возможно при $Q \rightarrow \infty$, что соответствует аномально сильной нелинейности. Роль металлов-катализаторов также связана с ростом колебательной нелинейности для смесей веществ, приводящей к генерации высших колебательных состояний. Последние в результате сильной фонон-электронной взаимосвязи приводят к образованию sp^3 связей. Следует указать, что для графита теплота плавления в расчете на один атом равна $1,24 \text{ эВ}$ и соответствует возбуждению 35 граничных фононов, энергия которых определяется по температуре Дебая $h\nu_{\max} = kT_D = 35,6 \text{ мэВ}$. В уравнении линий С $P = a + bT$, где $a = 7\text{--}20 \text{ кбар}$ и $b = 0,025\text{--}0,027 \text{ кбар/К}$, при переходе к пирографиту (1), стеклоуглероду (2) и коксу (3) значения a уменьшаются, соответственно до 1, – 21 и – 47 кбар [2]. Значения $a < 0$ соответствуют внутреннему нелинейно-квантовому сжатию вещества [1] – дефектность углеродных материалов также способствует усилению нелинейности. Высокая нелинейность жидкого углерода приводит к нелинейному сжатию вещества и трансформации $sp^2 \rightarrow sp^3$ даже без катализаторов.

1. Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н., Вестник Тамбовского университета, 2010, т.15, вып.3, 953; Сборник докладов Международной научной конференции. Актуальные проблемы физики твердого тела, Минск, 2011, т.1 с 26-28.
2. Курдюмов А.В., Пилянкевич А.Н., Фазовые превращения в углероде и нитриде бора, Киев, Наукова думка, 1979.

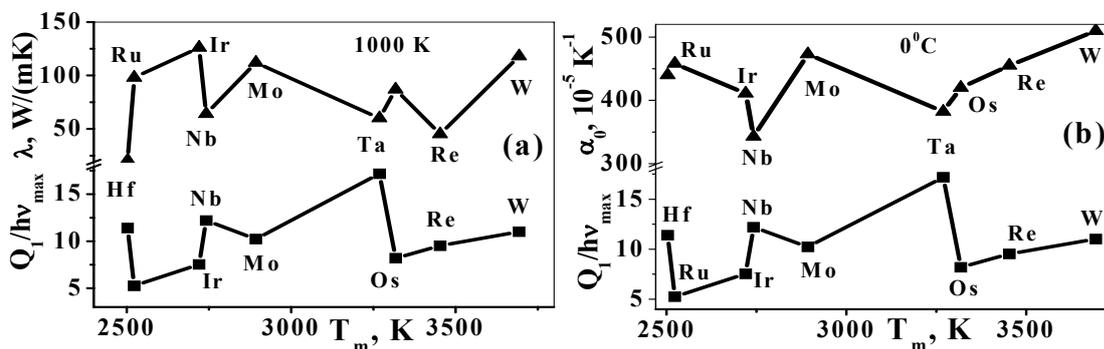
ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Корниенко Н.Е.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, г. Киев, Украина
nikkorn@mail.univ.kiev.ua

К важнейшим теплофизическим характеристикам материалов относятся теплопроводность λ , температура T_m и теплота Q_m плавления. Особый интерес представляют эти характеристики для тугоплавких металлов Hf, Ru, Ir, Nb, Mo, Ta, Os, Re и W, для которых значения T_m находятся в интервале 2503–2693 К. Анализ этих металлов позволяет легче выделить вклады нелинейных волновых взаимодействий колебательных мод, что связано с их сильным термическим возбуждением при высоких значениях T . Отношения удельных теплот плавления в расчете на один атом Q_1 к энергии фононов с максимальной частотой, определяемой по температуре Дебая $h\nu_{\max} = kT_D$ позволяет определить номера колебательных обертонов, приводящих к колебательной неустойчивости электронных состояний и структуры металлов [1]. Зависимости величины $Q_1/h\nu_{\max}$ от значений T_m показаны на рис. *a, b* в сравнении с известными величинами λ для данного ряда металлов при 1000 К и их температурных коэффициентов сопротивления $\alpha_0 = (dp/dT)/\rho_0$ при 0°C.

Видно, что к колебательному индуцированию изменений электронных состояний, приводящему к плавлению, ведет возбуждение обертонов $n\nu_{\max}$ при $n = 5-17$. Следует отметить, что эта колебательная энергия не превышает 8,8% от работы выхода электронов из металлов, которая в некоторой степени характеризует энергии связей в металлах [1]. В этом проявляется эффект сильной фонон-электронной связи [2]. Существенно, что при высоких значениях фактора $Q_1/h\nu_{\max}$ тепловая энергия в среде нелинейно преобразуется в высшие неравновесные колебательные и электронные состояния. Поэтому чем больше величина $n\nu_{\max}$, тем худшим проводником тепла является такой металл, что подтверждается минимумами λ для Hf, Nb и Ta на рис. *a*. Интересно, что такая динамика возбуждений проявляется и в области, далекой от T_m . Это иллюстрируется хорошей корреляцией значений α_0 тугоплавких металлов при 0°C с величинами $Q_1/h\nu_{\max}$, что подчеркивает сильнейшее влияние нелинейного взаимодействия колебательных мод и сильного фонон-электронного взаимодействия на многие тепло- и электрофизические характеристики твердых тел.



1. Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н., Вестник Тамбовского университета, 2010, т.15, вып.3, 953; Сборник докладов Международной научной конференции. Актуальные проблемы физики твердого тела, Минск, 2011, т.1.с 26-28.
2. Корниенко Н.Е., Вестник Киевского университета, сер.физ.-мат.наук, 2006, № 3, 489-499; Kornienko N.E. et al., Optics and Spectroscopy, 2010, т.109, №5, 742–752.

КОЛЛЕКТИВНАЯ ПРИРОДА ХИМИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

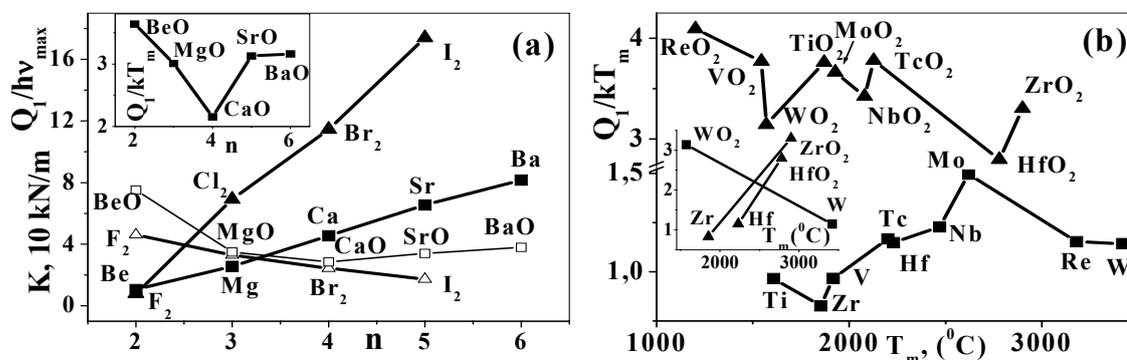
Корниенко Н.Е., Корниенко А.Н.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, г. Киев, Украина

nikkorn@mail.univ.kiev.ua

Физико-механические свойства большинства конструкционных и функциональных материалов определяются силами химических связей (ХС) между атомами в твердых телах. Здесь ХС имеют коллективную природу и радикально отличаются от обычных ХС в молекулах. В молекулах ХС могут характеризоваться частотами колебаний ν или силовыми постоянными K . Величины K для молекул, как правило, уменьшаются с ростом массы атомов. Для двухатомных молекул MeO , где $Me = Be, Mg, Ca, Sr, Ba$ и молекул галогенов X_2 ($X = F, Cl, Br, I$) зависимости K от периода n элементов Me и X показаны на рис.а. Для твердых тел наблюдаются более сложные закономерности. Несмотря на уменьшение предельных частот колебаний $h\nu_{max} = kT_D$, определяемых по температурам Дебая T_D , величины отношений $Q_1/h\nu_{max}$, где Q_1 – теплоплавления в расчете на один атом, монотонно повышаются с ростом n . Это связано с нелинейным возбуждением обертонов $m\nu_{max}$ ($m = 2 \div 17$) и усилением колебательно-электронных взаимодействий, что ведет к усилению ХС и сжатию структуры твердых тел [1]. Последнее описывается в модели коллапса волновых функций квантового ангармонического осциллятора [1]. Для коллективных ХС характерно пространственное накопление нелинейных волновых процессов и связь колебаний с электронными состояниями.

Богатые возможности коллективных ХС хорошо проявляются в материалах, состоящих из разных атомов. Это можно показать путем анализа отношений Q_1/kT_m , являющихся мерой концентрации тепловой энергии при плавлении и характеризующих стабильность коллективных ХС, что иллюстрируется вставкой на рис.а и рис.б. Для окислов щелочноземельных металлов MeO появляются немонотонные зависимости Q_1/kT_m от n . Для окислов тугоплавких металлов MeO_2 ($Me = Ti, Zr, V, Hf, Nb, Mo, W$ и др.) наблюдается повышение величин Q_1/kT_m (рис. б), что характеризует рост колебательных нелинейностей соединений по сравнению с чистыми металлами. При этом температуры плавления T_m могут как повышаться (Zr, Hf, Ti), так и понижаться (Re, W, Mo, Nb), что также характеризует коллективность и стабильность ХС (см. вставку на рис.б). Коллективные ХС ведут к появлению классов легко- и тугоплавких металлов, ферромагнетизма, улучшению эксплуатационных характеристик сплавов и других перспективных материалов.



1. Корниенко Н.Е., Григоруку В.И., Корниенко А.Н., Вестн. Тамбов. ун., 2010, т.15, вып.3, 953; Корниенко Н.Е., Вестн. Киевск. ун., сер. физ.-мат. н. 2006, № 3, 489-499.

ВЗАИМОСВЯЗЬ АВТОВОЛНОВЫХ КАРТИН ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ С МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Зариковская Н.В.¹, Зуев Л.Б.²

¹Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
chepko@ispms.tsc.ru

Данные многочисленных экспериментов, показывают, что пластическая деформация моно- и поликристаллов металлов и сплавов протекает локализовано на всех этапах процесса, а тип автоволновых картин локализации на макромасштабном уровне определяется действующим на соответствующей стадии законом деформационного упрочнения. Локализация на разных пространственных масштабах является атрибутивным признаком всех деформационных процессов, независимо от их природы. Цель настоящей работы состоит в поиске взаимосвязи автоволновых картин локализации пластического течения с механическими характеристиками поликристаллического алюминия. Для этого параллельно измерялись показатели механических свойств, в качестве которых использовались коэффициенты уравнения Холла-Петча σ_0 и k_f , и характеристики автоволновых процессов (длина λ и скорость распространения $V_{ав}$ автоволны локализованного пластического течения) в одних и тех же поликристаллических образцах.

Из анализа полученных экспериментальных данных следует, что существует граничный размер зерна $\delta = \delta_b \approx 0.1$ мкм при котором ход зависимостей механических и автоволновых параметров от размера зерна в поликристаллах алюминия меняются скачком. При граничном значении размера зерна в поликристаллическом алюминии скачкообразно меняются коэффициенты соотношения Холла-Петча, временное сопротивление, скорость распространения автоволн локализованной пластичности, характер кривой пластического течения, зависимость длины автоволны от размера зерна, а также скорость распространения ультразвука.

Можно полагать, что это граничное значение определяется изменением состояния границ зерен в поликристаллах алюминия при их обогащении примесями в процессе рекристаллизационного отжига.

Список литературы

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
2. McDonald R.J., Efstathiou C., Curath P. // J. Engng. Mat. Technol. 2009. Vol. 131. N 4. P. 692-703.
3. Третьякова Т.В., Третьякова М.П., Вильдеман В.Э. // Вестник ПермГТУ. Механика. 2011. № 2. С. 92-100.
4. Zuev L.B., Semukhin B.S., Zarikovskaya N.V. // Int. J. Sol. Str. 2003. Vol. 40. N 4. P. 941-950.
5. Зуев Л.Б., Зариковская Н.В., Федосова М.А. // ЖТФ. 2010. Т. 80. № 9. С. 68-74.
6. Зуев Л.Б., Зариковская Н.В. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. № 5. С. 11-19.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ СВОЙСТВ РАЗНЕСЁННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ ВОЗДУШНОГО И КОСМИЧЕСКОГО БАЗИРОВАНИЯ ОТ БЫСТРОЛЕТЯЩИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОСКОЛКОВ

Хорев И.Е., Захаров В.М., Ярош В.В.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

khorev1942@yandex.ru

В докладе рассматриваются вопросы прогнозирования защитных свойств конструкций с минимальным разнесением в них составных преград на базе математического моделирования при высокоскоростном соударении с металлическими осколками различного удлинения.

Численное описание высокоскоростного взаимодействия металлических ударников с преградами и конструкциями выполняли методом конечных элементов, который достаточно надёжно проявил себя при описании ударных нагрузок [1].

Материал взаимодействующих металлических тел моделируется сжимаемой упругопластической средой, поведение которой при динамических нагрузках характеризуется модулем сдвига, динамическим пределом текучести и константами кинетической модели разрушения. Данная модель активного типа описывает в динамике взаимодействия преград и ударников накопление, развитие и эволюцию микроповреждений. Последние непрерывно изменяют свойства материала и вызывают релаксацию напряжений. Моделирование разрушения твердых тел осуществляли на основе представления о непрерывной мере разрушения, в качестве которой выбран удельный объем трещин. Скорость роста удельного объема трещин задавалась как функция первого инварианта тензора напряжений и достигнутого удельного объема трещин. Изолинии удельного объема трещин показывают степень разрушения материала в волнах разрежения, а градиент накопления разрушений показывает направление распространения магистральной откольной трещины [2].

В итоге установлено и контрольными экспериментами подтверждено, что наиболее эффективной защитой от деформируемого компактного металлического ударника выступает двухпреградная конструкция по сравнению с любой другой разнесённой и монолитной эквивалентной толщины.

Аналогично численными исследованиями установлено, что в случае проникания удлиненных осколков (с относительным удлинением до 10) в разнесенные преграды наиболее эффективной защитой выступает трехпреградная конструкция, которая максимально поглощает кинетическую энергию проникающего ударника.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-08-98052 p_сибирь_a).

1. Хорев И.Е. Физическое и математическое моделирование разрушения материалов и конструкций по анализу предразрушения твердых тел. Химическая физика, 2002, т.21, №9, с. 16 - 20..
2. Хорев И. Е., Толкачев В. Ф., Ерохин Г. А. Физико – математический анализ противоударной стойкости преград и конструкций для защиты космической техники. Космические исследования, 2007, т.45, № 2, с. 183 – 188.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРГНУТЫХ ДОКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМУ ОТЖИГУ

Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru*

Металлические стекла занимают одно из ведущих мест среди перспективных материалов. Под воздействием различных факторов (механических, термических, радиационных, химических) в них протекают процессы перехода из метастабильного в более стабильное состояние.

Целью работы является исследование влияния импульсного токового воздействия на механические свойства отожженных металлических стекла.

Материалом для исследования были выбраны аморфные металлические сплавы на основе Со (АМАГ-172 и АМАГ-180) и нанокристаллический сплав на основе Fe (АМАГ-200). Размеры образцов: $\sim 3,5 \times 0,02 \times 40$ мм. Образцы металлических стекол отжигались в печи при температурах 300°C, 350°C и 400°C в течение 10 минут и затем подвергались одноосному растяжению на разрывной машине Instron-5565 при одновременном воздействии импульсов электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс. Измерение температуры образцов осуществлялось дистанционным измерителем Testo-845.

Ранее экспериментально установлено, что пропускание импульсов электрического тока, сопровождаемое нагревом, при деформации аморфных металлических сплавов вызывает резкое уменьшение нагрузки на образец [1]. Спад механического напряжения связанный с пропусканием импульсного электрического тока составляет 55–65 % от всего спада механической нагрузки. Остальной вклад в спад нагрузки связан с нагревом образца. Отмечено, что увеличение плотности тока способствует большему спаду механической нагрузки. Увеличение длительности импульса при одинаковой величине плотности тока также приводит к большему спаду механического напряжения.

Установлено, что образцы отожженных металлических стекол деформируются аналогично образцам не подвергнутым термическому воздействию. Исследования показали, что величина спадов механического напряжения практически не меняется для отожженных и не отожженных образцов при одной и той же величине подаваемого тока. Совпадение диаграмм нагружения для отожженных и не отожженных образцов наблюдается для нанокристаллического и аморфных сплавов.

Таким образом, отжиг образцов при температуре ниже температуры кристаллизации не вызывает таких структурных изменений в материале, которые могли бы повлиять на величину спадов механической нагрузки при электроимпульсном воздействии.

1. Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А. Исследование поведения аморфных сплавов в условиях импульсного токового воздействия// Сборник материалов IV Международной конференции “Деформация и разрушение материалов и наноматериалов”, Москва, 2011 с.157-159.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ, НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ

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

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

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

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

Целью данной работы является исследование структуры и свойств ионных кристаллов, легированных металлом при термоэлектрическом воздействии.

Исследованию подвергались образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2–3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. Каждый образец раскалывали на две части по плоскости (001), между которыми помещали золотую проволочку диаметром ≈ 40 мкм. Затем образец закрепляли между электродами. Электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (001). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10–20 мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. После охлаждения образцы раскалывали по плоскости (100) для проведения микроскопических исследований.

При исследовании поверхностей (100) было обнаружено, что Au диффундирует в кристалл.

Проведены исследования электрофизических свойств кристаллов NaCl, LiF с имплантированным Au. В частности показано, что частотная зависимость диэлектрической проницаемости исследуемых образцов возрастает для соединения NaCl–Au на 60% и понижается для соединений LiF–Au на 10%. При этом вид зависимости не изменяется.

При повышении температуры в ходе эксперимента в исследуемых образцах LiF+Au и NaCl+Au протекают твердофазные химические реакции. В результате образуется фторид Au в кристаллах LiF и хлорид Au в кристаллах NaCl. Очевидно, с появлением этих соединений происходит изменение диэлектрической проницаемости кристаллов LiF+Au и NaCl+Au. Так как диэлектрическая проницаемость веществ является интегральной характеристикой, то можно сделать вывод о том, что диэлектрические свойства хлорида Au выше, чем диэлектрические свойства хлорида Na, а для свойств фторида Au, меньше чем фторида Li.

Часть исследований проведена с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов»

ИЗУЧЕНИЕ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ GaAs ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Бойцова М.В., Кузнецов П.М., Федоров В.А., Лобачев А.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

В экспериментах исследовались пластины GaAs толщиной $d = 0,95$ мм. Термическое воздействие на кристаллы осуществляли в электропечи SNOL 8,2/1100, при температуре 1000 °С, в течение 1–30 мин. Индентирование производилось на микротвердометре ПМТ-3 с нагрузкой 1 Н по плоскости $\{111\}$.

Микротвердость чистых образцов составляет ~ 6 ГПа. В результате отжига при ≈ 700 °С происходит уменьшение микротвердости до 4 ГПа [1]. А при температуре 1000 °С – микротвердость уменьшается до 2 ГПа. Было замечено, что после теплового воздействия (в течение 1–30 мин) происходят морфологические изменения поверхности монокристаллического GaAs. Во всех образцах на поверхности образуются плоскопараллельные линии, длина и ширина которых увеличиваются в зависимости от времени выдержки в печи (рис. 1 а, б).

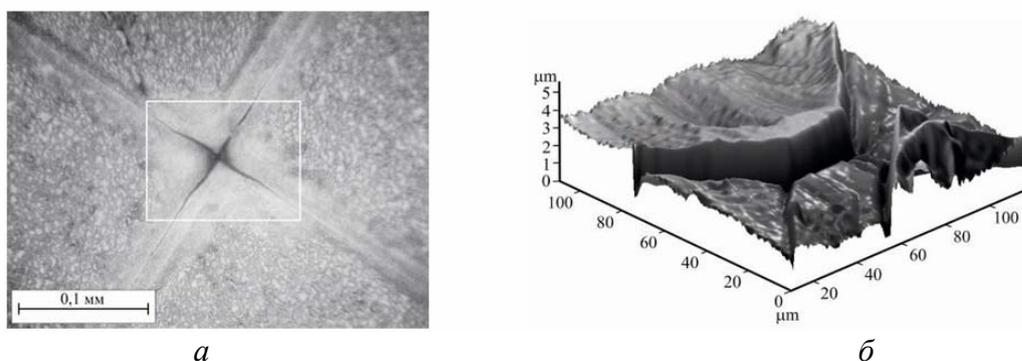


Рис. 1. а – Пересечение двойников отжига (выделенный фрагмент представлен справа); б – трехмерное изображение поверхности в месте пересечения двойников отжига.

Наблюдаемые линии на поверхности GaAs после термического воздействия являются, двойниками отжига. Известно, что характерной особенностью двойников является наличие ступеньки с резким спадом и пологим подъемом. Таким образом, исследование профиля полос позволяет однозначно идентифицировать их проявление с двойниками отжига. С этой целью исследовался рельеф плоскопараллельных полос при помощи интерферометра Линника. В результате было обнаружено появление характерной ступеньки двойников отжига. При пересечении двойников отжига происходит расщепление поверхности с образованием “х”-образной трещины. Подробный анализ рельефа в месте пересечения двойников производился при помощи зондовой лаборатории Ntegra Aura, который подтверждает наличие двойниковой ступеньки, а также показывает наличие трещины в месте пересечения двойников отжига.

Таким образом, показано, что в результате термического воздействия происходит формирование двойников отжига, а также наблюдается разрушение поверхности образцов.

1. «Вторые московские чтения по проблемам прочности материалов» посвященные 80-летию со дня рождения академика РАН Ю.А. Осипьяна, 10-14 октября 2011 г., г. Черноголовка, с.158.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРЖЕННЫХ ДЕЙСТВИЮ ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ

Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Буланкин А.С., Васильева С.В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и механических свойств металлических стекол (МС), подвергнутых термической обработке, а также установление причин низкой термической стабильности являются актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований.

Термическая обработка может сочетаться также с химическим, деформационным, магнитным и другими воздействиями. МС проявляют заметную чувствительность к охрупчивающему воздействию водорода. В связи с этим, исследования действия водородосодержащей среды на свойства МС являются актуальными.

В работе исследованы ленты МС толщиной 20 мкм на основе кобальта с различным его содержанием. Образцы МС с размерами (3,5×15 мм) подвергали отжигу в печи при заданных температурах с выдержкой 10 мин. Наводороживание отожженных образцов осуществляли в растворе $\text{NaCE}(\text{NaCl} + \text{CH}_3\text{COOH})$ с добавлением сероводорода с различной концентрацией последнего (H_2S (100 мг/л), H_2S (400 мг/л)) в течение 24 часов. Методом на изгиб исследовали характер изменения пластичности МС в зависимости от температуры отжига ($\varepsilon(T)$).

В ходе экспериментов были построены зависимости изменения характеристики пластичности от температуры отжига. Отмечено, что пластичность МС подверженного действию водородосодержащей среды меньше, чем пластичность отожженных образцов при той же температуре. Температура начала падения пластичности меньше на ~ 100 К. Установленная закономерность характерна для всех исследованных сплавов.

Пластичность падает до определенной температуры, далее наблюдается рост пластичности до значений соответствующих значениям пластичности отожженных образцов. Такое поведение пластичности связано с наводороживанием образцов, за счет существования свободного объема.

Снижение пластичности связано с охрупчивающим действием водорода – водородной хрупкостью. Водород заполняет свободный объем, характерный дефект металлических стекол. Это явление, может быть одной из причин водородной хрупкости.

При повышении температуры отжига величина свободного объема уменьшается, вследствие чего снижается наводороживание. Установлено, что температура начала падения пластичности наводороженных образцов имеет сильную зависимость от концентрации основы.

Таким образом, в работе установлены закономерности снижения характеристики пластичности отожженных ленточных МС и температуры начала падения пластичности при воздействии водородосодержащей среды. Предложен механизм, объясняющий изменение свойств ленточных МС, основанный на существовании свободного объема и его изменении в зависимости от температуры отжига МС.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co, Pd, Zr В УСЛОВИЯХ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА И ЛОКАЛЬНОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Яковлев А.В., Федоров В.А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Среди перспективных материалов нового поколения металлические стекла (МС) из-за их уникальных физических свойств являются предметом пристальных экспериментальных исследований. Под воздействием различного рода дестабилизирующих факторов (облучение, механические и/или термические воздействия, химическая обработка) в МС осуществляется переход от метастабильного равновесия к новому, более равновесному состоянию, сопровождающийся изменением совокупности свойств МС, в частности, существенным снижением макроскопической пластичности.

В связи с этим, исследования действия различных внешних факторов на свойства аморфных металлических сплавов являются актуальными.

В работе исследованы изменения свойств серии ленточных аморфных металлических сплавов на основе Co в условиях изохронного отжига и объемных аморфных металлических сплавов на основе Pd и Zr при локальном лазерном воздействии.

В первой части исследовано влияние изохронного отжига на структуру и свойства металлических стекол МС. Изучено влияние концентрации основы на пластичность МС. Установлены закономерности изменения свойств отожженных образцов МС при наводороживании. Определены температурно-временные параметры отжига для заданных значений пластичности. Установлены температурные характеристики исследованных МС. Предложена энергетическая модель падения пластичности.

В следующей части работы проведены исследования изменения свойств объемных МС при воздействии лазерного излучения. Отмечено, что в результате лазерного воздействия на поверхности объемных МС формируются локальные зоны облученного материала, в которых выделяются зоны оплавления и термического воздействия. Исследована морфология зон воздействия. Установлены размеры зон термического влияния. Методом наноиндентирования показано, что в зонах воздействия лазерного излучения происходит изменение механических свойств в сравнении с исходным материалом. Предложены механизмы такого изменения свойств. Определен элементный состав зон воздействия.

В следующей части работы были проведены исследования деформационного рельефа, образующегося при индентировании в исследованных ранее сплавах. Исследования деформационного рельефа проводили в объемных и ленточных МС, находящихся в исходном состоянии. Определены параметры рельефа, изучена кинетика формирования деформационного рельефа.

При исследовании взаимодействия лазерного излучения с поверхностью аморфных металлических сплавов есть необходимость экспериментального определения температур нагрева. С этой целью был предложен метод, основанный на морфологическом сходстве зон деформирования и разрушения в аморфных сплавах подвергнутых печному отжигу и лазерному нагреву. Это было положено в основу метода определения температур лазерного нагрева.

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА СТАРЕНИЯ НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ

Нохрин А.В., Бутусова Е.Н., Болдин М.С., Чегуров М.К., Козлова Н.А.,
Чувильдеев В.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования в работе выступали образцы малоуглеродистых сталей различного состава, структура которых сформирована методами горячей прокатки, нормализации, контролируемой прокатки. Образцы сталей отбирались из основного металла труб магистральных газопроводов в состоянии поставки и после длительной эксплуатации.

Испытания на зарождение КРН-трещин проводились по схеме «трехточечный изгиб» в кипящем водном растворе нитрата кальция с добавлением аммиачной селитры, а также в водных растворах серной кислоты с добавлением тиомочевины при электрохимическом наводороживании. В процессе испытания фиксировалось время инкубационного периода $\tau_{\text{инк}}$ и скорость роста трещины ($V_{\text{тр}}$) при заданном уровне напряжения (σ) в интервале от предела макроупругости до предела прочности. На основе анализа полученных результатов определялось пороговое разрушающее напряжение КРН ($\sigma_{\text{крн}}$) – 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 $\tau_{\text{инк}}$ с уменьшением σ . При асимптотическом приближении к σ_0 наблюдается резкое увеличение $\tau_{\text{инк}}$ - 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 и растрескивание происходит в только области микропластической деформации ($\sigma_0 = \sigma_{\text{крн}}$). Установлено, что зависимость $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$ имеет экспоненциальный характер: в области напряжений $\sigma > \sigma_0$ зависимость $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$ в координатах $\ln \tau_{\text{инк}} - \sigma$ может быть экстраполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала и времени эксплуатации (уровня старения). Показано, что $\tau_{\text{инк}}$, $\sigma_{\text{крн}}$ и $V_{\text{тр}}$ зависят от времени эксплуатации. Установлено, что одним из ключевых структурных факторов, определяющих склонность стали к зарождению трещин КРН является наличие, размер, объемная доля и характер пространственного распределения (объем зерна, субструктурные ячейки и ядра дислокаций, границы зерен) частиц карбидов (цементита). Проведенные исследования показали, что с увеличением объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита в процессе длительной эксплуатации, наблюдается существенное уменьшение $\tau_{\text{инк}}$ и снижение $\sigma_{\text{крн}}$, а также увеличение скорости распространения трещины КРН.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель зарождения трещины КРН, на основе которой проанализировано влияние параметров структуры и уровня старения на время инкубационного периода КРН. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Авторы благодарят за поддержку ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Нохрин А.В.⁽¹⁾, Чувильдеев В.Н.⁽¹⁾, Копылов В.И.⁽²⁾

⁽¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород

⁽²⁾ Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси,
г. Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных исследований зависимости предела текучести σ_T от размера зерна d и параметров соотношения Холла-Петча $\sigma_m = \sigma_o + K/\sqrt{d}$ (предела макроупругости σ_o и коэффициента зернограницного упрочнения K) в субмикрокристаллических (СМК) металлах и квазиоднофазных сплавах, структура которых сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Показано, что в СМК металлах наблюдаются высокие значения σ_o и низкие, по сравнению с обычными значениями, коэффициенты K . Описаны результаты экспериментальных исследований влияния отжига на механические свойства СМК металлов. Показано, что зависимость предела макроупругости σ_o и коэффициента K от температуры отжига зависит от характера процесса рекристаллизации. В случае развития аномального роста зерен при отжиге наблюдается эффект аномального упрочнения и имеет место немонотонная зависимость коэффициента K от температуры. В случае обычной рекристаллизации при повышении температуры отжига наблюдается плавное уменьшение σ_o и увеличение K .

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе описана модель, позволяющая рассчитывать параметры соотношения Холла-Петча для СМК металлов. В основе модели лежит предположение о том, что величина напряжения течения в СМК металлах наряду с обычными вкладами (вкладом решеточных дислокаций, атомов примесей и т.д.) содержит вклад, связанный с напряжениями, создаваемыми распределенными на границах зерен дефектами, возникающими при РКУП. Получены выражения, позволяющие рассчитать параметры соотношения Холла-Петча для СМК металлов от степени и скорости предварительной деформации.

Предложена модель влияния процессов возврата и рекристаллизации на параметры соотношения Холла-Петча в СМК металлах. Показано, что эффект аномального упрочнения и эффект повышения коэффициента зернограницного упрочнения при отжиге СМК материалов связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен. Получены выражения, позволяющие связать величины σ и K 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 экспериментальными результатами.

Авторы благодарят за поддержку ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Жарков Е.А.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований влияния режимов электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) на структуру и механические свойства износостойких наноструктурированных керамик на основе оксида алюминия и нитрида кремния, предназначенных для использования в высокоответственных узлах трения различных машиностроительных конструкций.

ЭИПС проводилось при температурах (T) от 900 °С до 1800 °С, длительность спекания (t) варьировалась в интервале от 0 до 180 мин, скорость набора температуры (V_n) изменялась от 2 до 2500 °С/мин. Плотность (ρ) образцов измерялась методом гидростатического взвешивания в воде. Анализ микроструктуры образцов проводился с помощью растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Твердость по Викерсу (H_v) и трещиностойкость по Палмквисту (K_{Ic}) определялась с использованием твердомера «Struers Duramin-5». Смешивание порошков осуществлялось с помощью планетарной моно-мельницы «Pulverisette 6».

В качестве объекта исследования выступали импортные нано- и ультрадисперсные порошки Al_2O_3 и Si_3N_4 различной дисперсности с добавками активаторов спекания и упрочняющих нанопорошков различного состава.

Исследование влияния скорости ЭИПС на параметры структуры и физико-механические свойства оксида алюминия показывает, что нагрев порошка $\alpha-Al_2O_3$ со скоростью $V_n = 2500$ °С/мин позволяет сформировать однородную мелкозернистую структуру ($d = 1.5$ мкм) и получить керамику с высокими прочностными характеристиками ($H_v = 20$ ГПа, $K_{Ic} = 3.6$ МПа·м^{1/2}). Керамика Al_2O_3 , полученная при $V_n = 100$ °С/мин, имеет размер зерна $d = 7$ мкм, плотность $\sim 99.5\%$ ($\rho = 3.970$ г/см³), $H_v = 16.7$ ГПа, $K_{Ic} = 3.0$ МПа·м^{1/2}.

Описаны результаты экспериментальных исследований влияния активаторов (MgO , Y_2O_3 и др.) и упрочняющих наночастиц SiC на кинетику консолидации Al_2O_3 - и Si_3N_4 -керамик при ЭИПС, а также результаты исследований физико-механических свойств нанокомпозитов на основе Al_2O_3 и Si_3N_4 - Y_2O_3 с разным содержанием упрочняющих частиц. Проведен анализ влияния температурно-скоростных режимов ЭИПС (скорость нагрева и охлаждения, температура и время спекания, величина приложенного давления, ступенчатые режимы отжига) на структуру и свойства дисперсно-упрочненных керамик. Представлены результаты испытаний на износ конструкционных керамик различного состава, полученных с использованием технологии ЭИПС. Показано, что свойства ЭИПС-керамик соответствуют лучшим мировым аналогам и превосходят характеристики отечественных машиностроительных керамик, получаемых с использованием традиционных технологий.

Авторы благодарят за поддержку ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С УНИКАЛЬНЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В.
Благовещенский Ю.В.*, Исаева Н.В.*, Мельник Ю.И.*

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород

** Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва*
nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных исследований процесса консолидации наноразмерных порошков чистого карбида вольфрама WC и твердых сплавов на его основе методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС). В качестве исходных материалов использовались нанопорошки WC и ингибиторы TaC и VC с размером частиц 60 нм, 10 нм и 80 нм, соответственно. Нанопорошки карбидов были получены методом плазмохимического синтеза. Составы WC–Co были получены восстановлением солей кобальта, осажденных на частицы карбида вольфрама из раствора. ЭИПС осуществлялось на установке «DR. SINTER model SPS-625» (SPS SYNTEX INC.).

Описаны результаты исследований влияния температурно-скоростных режимов ЭИПС на структуру и механические свойства чистого карбида вольфрама. Показано, что ЭИПС позволяет в чистом WC при нагреве со скоростью 500°C/мин до $T = 1800^\circ\text{C}$ получать высокоплотную структуру с размером зерна 90–150 нм с рекордной твердостью 3180–3500 H_v ($K_{1c} = 5.2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). Установлено, что при скорости нагрева меньше 100°C/мин в чистом WC наблюдается повышенная трещиностойкость образцов при меньших значениях твердости (2470 H_v , $K_{1c} = 6.7 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$).

Представлены результаты исследований влияния режимов синтеза нанопорошков и режимов их ЭИПС (скорость нагрева, температура и время изотермической выдержки при спекании, ступенчатые режимы нагрева и приложения давления, скорость охлаждения и др.) на плотность, параметры структуры (средний размер зерна, фазовый и стехиометрический состав, однородность распределения зерен по размерам) и механические свойства твердых сплавов WC–Co. Показано, что метод ЭИПС позволяет получать наноструктурированные твердые сплавы WC–Co с добавками нанокарбидов TaC и VC, обладающие оптимальным сочетанием свойств твердости и трещиностойкости: в сплаве WC–10Co–1VC сформирована однородная структура с размером зерна 150–200 нм и механическими свойствами (1710 H_v , $K_{1c} = 12.6\text{--}13 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$), соответствующими характеристикам лучших промышленных мировых аналогов.

Показано, что технология ЭИПС является уникальным инструментом для получения функционально-градиентных твердых сплавов на основе карбида вольфрама, у которых высокая твердость поверхностного слоя ($H_v = 31\text{--}35 \text{ ГПа}$), обеспечиваемая за счет пониженной концентрации кобальта в поверхностном слое и близкая к твердости современных износостойких покрытий для металлообрабатывающего инструмента, сочетается с высокой вязкостью разрушения (K_{1c} более 10 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) центральной части материала.

Авторы благодарят за поддержку ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО НИКЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА В НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Печерина О.А.

НИУ БелГУ, Белгород, Россия,

Изучение закономерностей изменений дислокационной структуры в кристаллах при различных режимах нагружения в упруго-пластической области деформаций представляет особый интерес с точки зрения исследования эволюции дислокационной структуры в условиях, когда размножение дислокаций во всем объеме кристаллов еще не происходит, а имеет место лишь смещение, аннигиляция и уход к границам раздела отдельных незакрепленных или возникших на ранних стадиях нагружения дислокаций в локальных перенапряженных микрообластях.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый никель. Подготовленные образцы делились на три партии: первая партия отожженных при 800°C в течение 2,5 часа нагружалась в упругой области при 20°C; вторая партия отожженных образцов нагружалась в упругой области при температуре – 178°C; третья партия закаленных образцов от 1100°C в воду нагружались при температуре – 178°C.

Для изучения механических свойств образцы нагружались при указанной температуре до $\sigma_n = (0,3-0,9)\sigma_{0,2}$ и выдерживались при данной нагрузке до начала установившейся стадии релаксации. После снятия нагрузки образцы проходили стадию старения при температуре 20°C в течение 10 часов и разрывались при 20°C. Изменение значения $\sigma_{0,2}$ определялось по разности величины предела текучести обработанных ($\sigma_{обр.}$) и исходных ($\sigma_{исх.}$) образцов ($\Delta \sigma = \sigma_{обр.} - \sigma_{исх.}$).

Из полученных результатов следует, что на изменение предела текучести влияют такие факторы, как величина нагружения, температура испытания и исходное состояние никеля. Максимальное разупрочнение отмечается при нагружении $0,5\sigma_{0,2}$ и с его увеличением в упругой области наблюдается постепенное уменьшение разупрочнения. Можно предположить, что наблюдаемые зависимости связаны, как с процессом истощения дислокаций, так и с процессом перераспределения дефектов в объеме кристаллов. Дополнительное изучение изменения электрического сопротивления в процессе нагружения в упруго-пластической области отожженного образца при комнатной температуре показало качественную идентичность изменения предела текучести и электрического сопротивления. Такое поведение электрического сопротивления позволяет предполагать, что истощение дислокаций в процессе отжига под нагрузкой не играют главной роли в изменении механических и электрических параметров, в процессе старения происходит изгиб дислокационных линий и перераспределение точек закрепления, вследствие чего плотность точек закрепления повышается вблизи узлов закрепления дислокаций [1].

Работа выполнена в центре коллективного пользования НИУ БелГУ.

Список литературы

1. Bayer C.L. The free energy of a finned dislocation. – Phil. Mag., 1965, v.11, p. 827-840.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Цаплина Е.М., Ложкин Н.Н., Пастухов М.В.

*Уральский федеральный университет имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург,
mla44@mail.ru*

Методом сварки взрывом можно получать разнообразные биметаллические, многослойные и композиционные материалы с улучшенными прочностными, коррозионно-стойкими, жаропрочными и другими свойствами для нужд химического машиностроения, нефтегазовой, алюминиевой, электротехнической и других отраслей промышленности. Номенклатура материалов, сваренных взрывом, достаточно велика и постоянно расширяется. Из вышеприведенного следует, что сварка взрывом прочно занимает свою нишу, и исследования в этом направлении являются весьма перспективной задачей.

Выбор режима сварки включает выбор и толщину слоя взрывчатого вещества, конфигурацию устройства, параметры детонации и соударения.

Сварку взрывом выполняли в ОАО «Уралхиммаш». Материалами для сварки служили чередующиеся листы из мартенситностареющей стали 03X12H8K5M2ЮТ и алюминиевого сплава Д16 (толщиной 0,5 мм и $\approx 1,0$ мм соответственно). Из пластин был сформирован пятислойный композиционный материал.

При сварке использовали параллельное расположение пластин и следующие параметры сварки: $\gamma = 20\text{--}30^\circ$; $V_d = 2450$ м/с, где γ – угол соударения, V_d – скорость детонации. Высота слоя взрывчатого вещества составляла 20 мм. Зазоры между свариваемыми пластинами – 2 мм.

Для изучения процессов, протекающих в исследуемом композиционном материале, были использованы следующие методы: микроструктурного, микрорентгеноспектрального, электронно-микроструктурного анализов, а также исследования механических свойств соединяемых металлов и композита.

Металлографическим анализом было выявлено наличие трех зон: зоны мартенситно-старееющей стали, со структурой пакетного мартенсита, переходной зоны между слоями алюминий–сталь и зоны темного цвета – алюминия.

Обнаружена микрогетерогенная структура переходной зоны. Переходная зона является неоднородной и имеет толщину порядка 15–20 мкм. Для выяснения структуры переходной зоны были проведены микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) и рэстровая электронная микроскопия (РЭМ).

Испытания композиционного материала и исходных материалов на растяжение показало, что прочностные характеристики композиционного материала несколько ниже прочностных характеристик мартенситно-старееющей стали, однако характеристики удельной прочности для композиционного материала возросли более чем в два раза.

Исследования на ударную вязкость и последующий фактографический анализ выявил характерный вязкий излом во всех зонах по сечению композита.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Развитие потенциала высшей школы», «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (№ 62261, № 62265).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ ГЦК МАТЕРИАЛОВ С КОГЕРЕНТНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ

Кулаева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, olya_dan@mail.ru

В науке о материалах очень важное место отводится задаче конструирования новых видов материалов с заранее заданными свойствами, которые зависят от компонент, входящих в состав, строения материала на различных уровнях и режима эксплуатации. Одним из перспективных путей улучшения механических характеристик, а также срока службы изделий является применение материалов, упрочненных частицами. В настоящей работе исследовался материал с когерентными частицами. При образовании в твердом растворе мелких выделений появляются дополнительные препятствия для движения дислокаций. Когерентные частицы выделений пересекают плоскости скольжения, по которым движутся дислокации, проходя сквозь частицы выделений.

Для исследования материала применяется математическая модель пластической деформации ГЦК материалов с когерентными упрочняющими частицами, которая представляет собой систему дифференциальных уравнений баланса элементов деформационной дефектной среды (сдвигообразующих дислокаций, межузельных атомов, моновакансий и бивакансий). В модели учтены процессы образования и аннигиляции дефектов различного типа. Математическая модель включает также уравнение, связывающее скорость деформации с приложенным воздействием и дефектностью материала. Предполагается, что упрочняющие частицы являются когерентными (перезрезаются скользящей дислокацией), сферическими.

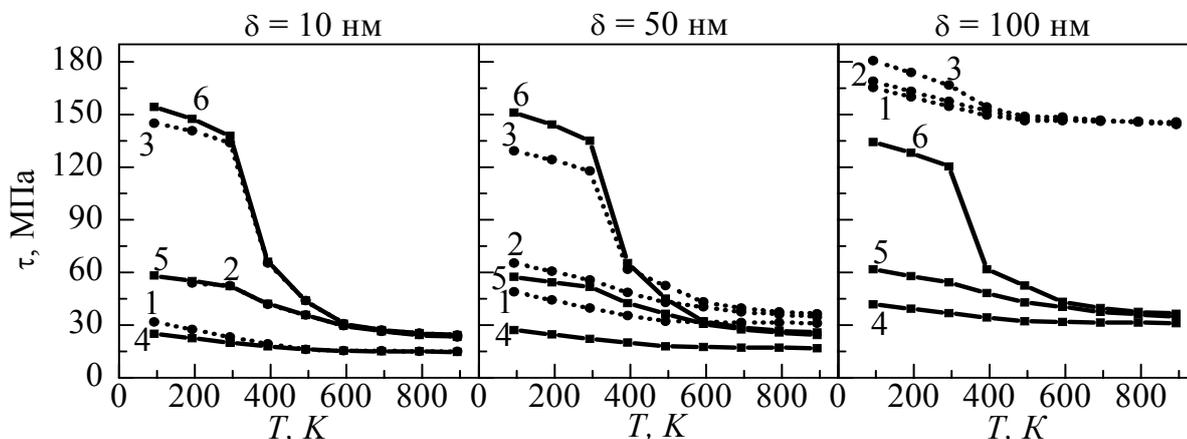


Рис. 1. Температурная зависимость напряжения течения дисперсно-упрочненного материала с когерентными частицами. Расстояние между частицами, нм: 1, 2, 3 – 200, 4, 5, 6 – 400, диаметр частиц δ указан на рисунке. Скорость деформации 10^{-2} с^{-1} . Степень деформации: 1, 4 – 0,02; 2, 5 – 0,2; 3, 6 – 0,6.

Исследовалось влияние температуры и скорости деформации на эволюцию дефектной подсистемы и деформационное упрочнение материалов с медной матрицей. Выявлено, что при небольших степенях деформации напряжение течения и плотность сдвигообразующих дислокаций возрастает при увеличении объемной доли когерентных частиц. Наиболее значимое влияние температуры на напряжение течения наблюдается в диапазоне температур 300 К – 500 К.

РАЗДЕЛЕНИЕ И УЧЕТ ФАКТОРОВ, СНИЖАЮЩИХ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН, С ПОМОЩЬЮ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Шиховцов А.А., Мишин В.М.

*Северо-Кавказский государственный технический университет,
Пятигорск, Россия,
mishinvm@yandex.ru*

К основным внутренним факторам, влияющим на сопротивление стали замедленному хрупкому разрушению (ЗХР) относят остаточные внутренние микронапряжения и сегрегации охрупчивающих примесей [1,2]. Полагали, что для оценки и разделения их влияния на характеристики ЗХР необходим подход, основанный на определении локальных микрохарактеристик разрушения – порогового локального напряжения $\sigma_{11пор}$ и уровня остаточного внутреннего микронапряжения $\sigma_{вн}$ с помощью обработки результатов испытаний стандартных образцов с помощью компьютерного моделирования - метода конечных элементов (МКЭ) [2,3].

По результатам испытаний на ЗХР стали 18Х2Н4ВА и последующего расчета МКЭ показано, что уменьшение остаточных внутренних микронапряжений приводит к росту порогового локального напряжения $\sigma_{11пор}$ по закону:

$$\sigma_{11пор} = \sigma_F^{сп} - K \cdot \sigma_{вн}$$

где $\sigma_F^{сп}$ – критическое локальное растягивающее напряжение при разрушении по границе зерна; K – коэффициент; $\sigma_{вн}$ - остаточное внутреннее микронапряжение.

Снижение прочности границ зерен при ЗХР может быть вызвано с одной стороны повышением концентрации охрупчивающих примесей (фосфора и его аналогов), образующих сегрегации на границах зерен, с другой, с преимущественной локализацией остаточных внутренних микронапряжений в местах выхода кристаллов мартенсита на границы исходных аустенитных зерен. В работе были установлены закономерности одновременного влияния сегрегаций примеси фосфора и остаточных микронапряжений на пороговое локальное напряжение и разделено их влияние на величину пороговых локальных напряжений при ЗХР.

Установлено, что применение МКЭ позволяет перейти от качественных (сравнительных) макро-характеристик к физически обоснованным – локальным характеристикам локального разрушения. Показано, что уровень остаточных внутренних микронапряжений в закаленной стали не зависит от содержания фосфора и определяется длительностью времени отдыха стали после закалки.

Список литературы

1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению. Деформация и разрушение материалов. – 2007. - № 3. – С. 37-42.
2. Мишин В.М., Шиховцов А.Н. Разделение силовой и термоактивационной компонент разрушения. Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2011. - №11. - с. 104-105.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И ТЕКУЧЕСТИ НА ТЕМПЕРАТУРУ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛЕЙ

Сибилев А.В., Мишин В.М.

Северо-Кавказский государственный технический университет,
Пятигорск, Россия,
mishinvm@yandex.ru

Известные методы определения температуры хладноломкости деталей в проектных расчетах неприменимы [1]. Полагали, что с помощью характеристик микроразрушения стали (σ_f – критическое локальное растягивающее напряжение, σ_T – напряжение текучести и их соотношения $Q_{от}$ – перенапряжение общей текучести – определяется методом конечных элементов) можно оценивать температуру хладноломкости собственно стали и далее учитывать геометрию детали, концентраторов напряжений, скорости нагружения [1, 2].

В основу предлагаемого подхода положен критерий локального разрушения – критическое максимальное локальное растягивающее напряжение – σ_f инвариантное к таким внешним факторам, как геометрия концентраторов напряжений и образцов, скорость нагружения и температура испытаний [2]. Существует температура, при которой локальное растягивающее напряжение σ_{f1max} может достигнуть критического значения – σ_f . Эта температура, в дальнейшем называемая критической температурой хрупкости, феноменологически соответствует температуре, при которой нагрузка общей текучести достигает разрушающей нагрузки. Условие локального разрушения при этом имеет вид [2]:

$$\sigma_f = \sigma_T(T_{кр}, de/dt) \cdot Q_{от} \quad (1)$$

где $T_{кр}$ – температура хладноломкости, de/dt – скорость деформации в зоне локального разрушения, $Q_{от}$ – перенапряжение общей текучести.

Выразив критическую температуру хрупкости явным образом из (1) получили зависимость (2), учитывающую влияние на $T_{кр}$ сопротивления разрушению (σ_f), текучести (σ_T), скорости нагружения de/dt и геометрии образца, концентратора напряжений и способа нагружения ($Q_{от}$):

$$T_{кр} = [1/T_0 + (\ln(\sigma_f / (Q_{от} \cdot \sigma_T(T_0, de/dt)))]^{1/n} / \beta \quad (2)$$

где β , n – коэффициенты связи предела текучести с температурой, зависящие от марки стали и приведенные в известных справочниках; T_0 – нормальная температура; σ_T – предел текучести при нормальной температуре ($T_0 = 293$ К).

Сравнение расчетных и экспериментально определенных температур хладноломкости образцов с различными концентраторами напряжений при различных скоростях нагружения показывает хорошую сходимость результатов.

Полученное выражение (2) дает возможность расчетом определить температуры хладноломкости стальных образцов или деталей с концентраторами напряжений различных типов.

1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Разделение влияния прочностных и деформационных факторов на критическую температуру хрупкости стали. Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 6. – С. 21–26.
2. Мишин В.М., Сибилев А.Н. Критерий хладноломкости стальных деталей. Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2011. - №11. с. 102-104.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, СОДЕРЖАЩЕГО УПРОЧНЯЮЩИЕ ЧАСТИЦЫ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ДИСПЕРСНОСТИ

Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А., Данейко О.И.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия,
olya_dan@mail.ru*

Дисперсионно-твердеющие сплавы на основе алюминия, как правило, кроме основных легирующих элементов содержат микродобавки переходных металлов. Обычно подобные сплавы после выплавки подвергаются гомогенизации, высокотемпературной прокатке и, наконец, закалке с последующим старением.

В зависимости от режимов термической обработки в сплаве могут сформироваться частицы вторичных фаз различной степени дисперсности, причем, как когерентных, так и некогерентных. Пластическое поведение таких материалов сравнительно мало исследовано, что обусловлено недостаточным количеством данных о закономерностях формирования дислокационной субструктуры и деформационного рельефа в широком диапазоне деформаций. Недостаточно информации и о количественных характеристиках дефектной структуры алюминиевых сплавов на разных стадиях деформации.

Для сплава Al–Zn–Mg были проведены исследования микроструктуры в зависимости от режимов термической обработки; исследован фазовый состав, получены количественные характеристики дисперсных упрочняющих частиц.

Изучено влияние режима старения на величину предела текучести при испытаниях на сжатие и растяжение. Было установлено, что в сплаве, подвергнутом двухступенчатому старению, наблюдаются немонотонные изменения предела текучести по мере увеличения продолжительности второй ступени старения. Такие изменения предела текучести были сопоставлены с характеристиками микроструктуры.

Проведены исследования деформационного рельефа и дислокационной субструктуры сплава Al–Zn–Mg, подвергнутого сжатию и растяжению и находящегося в различных структурных состояниях. Особое внимание было уделено изучению деформационного рельефа, в частности, были получены различные количественные характеристики следов скольжения. Благодаря проведению опытов с переполировкой удалось разработать схему формирования картины скольжения, выявить механизмы локализации пластического течения, характерные для разных структурных состояний сплава Al–Zn–Mg. В частности, было установлено, что разница в пластическом поведении сплава при сжатии и растяжении обусловлена различием механизмов локализации деформации.

Кроме экспериментальных исследований были использованы методы математического моделирования пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов, а именно, проведены модельные исследования явления локализации кристаллографического скольжения в зоне сдвига для сплава с некогерентными частицами. Были предложены различные механизмы локализации в зависимости от соотношения масштабных характеристик упрочняющей фазы (размера, формы частиц, расстояния между ними) и начальной плотности дислокаций. Наилучшее согласие экспериментальных данных с результатами моделирования получено для ранних стадий деформации.

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПОД ВЛИЯНИЕМ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Радченко В.П., Морозов А.П.

СамГТУ, Самара, Россия,
radch@samgtu.ru

В данной работе рассмотрено влияние различной степени пластической деформации на металлофизические характеристики поверхностного слоя. Объектом исследования являлись плоские образцы технически чистого алюминия АД1, вырезанные из поверхностного слоя прутков после прессования. Образцы имели вытянутую форму с зажимами для последующего растяжения.

В исходном состоянии были проанализированы следующие характеристики:

- твердость по Бринеллю при нагрузке $P = 612,9$ Н;
- микротвердость по Кнуппу;
- размер зерна.

Анализ проведенных измерений твердости по Бринеллю показал достаточно равномерное распределение твердости вдоль образцов. Диагональ отпечатка составляла в среднем 1,95 мм, что соответствует $HV_{cp} = 161,2$ МПа.

Проведенный анализ значений микротвердости подтверждает полученные результаты по твердости. Среднее значение микротвердости по Кнуппу составляет 75,4 НК. Незначительные пики роста микротвердости в исследуемых зонах, где микротвердость возрастет до 120–140 НК, свидетельствуют о некоторой неравномерности структуры.

Проведенные исследования измерения микротвердости поперек исследуемых образцов (анализ проводился на 2 дорожках) не выявили каких-либо характерных особенностей.

Для определения размера зерен образцы были приготовлены по следующей схеме:

- грубая шлифовка, проводимая на шлифовальном круге с последующим применением абразивной шкурки;
- тонкая шлифовка с применением абразивной пасты;
- полировка, осуществляемая на фетровом круге с подачей воды;
- травление. Травитель состоял из 10 мл HCl и 90 мл спирта.

Выявлено, что величина зерна изменялась от 25 до 200 мкм. Средний размер зерен составлял примерно 100–125 мкм.

В дальнейшем на образцы, рабочая длина которых составляла 100 мм, была нанесена сетка с шагом 2,5 мм (вдоль образца – 40 ячеек, поперек – 8). Образцы подвергались статическому растяжению на разрывной машине на различную величину пластической деформации ступенями до величины накопленной деформации 3%, и далее проводилась разгрузка образца. После каждой ступени на инструментальном микроскопе БМИ-1Ц определялось изменение геометрии ячейки в продольном и поперечном направлениях в центральных и периферийных областях.

По экспериментальным данным построено двумерное поле деформации пластичности и показано, что наблюдается значительная величина флуктуаций деформации по отношению к макросредней. Анализ распределения позволил построить аналитическую зависимость для двумерного поля пластической деформации от приложенного макросреднего напряжения.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ГПУ-СПЛАВА Zr-1%Nb МЕТОДОМ РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОГО АНАЛИЗА НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ

Полетика Т.М.¹, Гирсова С.Л.¹, Шмаков А.Н.²

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

²Институт ядерной физики СО РАН, Новосибирск, Россия

girs@ispms.tsc.ru

Проведено прецизионное исследование структуры деформированного сплава Zr-1%Nb методом рентгеноструктурного анализа с использованием синхротронного излучения, которое, благодаря высокой интенсивности и высокому пространственному разрешению, обеспечивает статистически надежную информацию об эволюции дефектной структуры в условиях неоднородной пластической деформации. Образцы для исследования вырезали из области минимального поперечного сечения образца после различных степеней деформации растяжением. Синхротронные дифракционные спектры получены в Сибирском центре синхротронного излучения на канале ускорителя электронов ВЭПП-3 с режимом $U = 20$ КэВ с использованием монохроматора двукратного отражения в симметричной схеме Si(111) со степенью монохроматизации $(3...7) \cdot 10^{-4}$. Для описания профиля дифракционных линий использовали функцию Фойгта, для анализа физического уширения рентгеновских линий использовали модифицированный метод Вильямсона-Холла.

Показано, что закономерности изменения параметров дифракционных линий в процессе нагружения отражают процесс деформирования отдельных групп зерен с различной сдвиговой устойчивостью. Обнаружен осциллирующий характер изменения с деформацией относительной интенсивности отражений, соответствующих основной и второстепенной текстурной компонентам, с выраженной синхронностью усиления одной и ослабления другой составляющей. Установлено, что флуктуации интенсивности согласуются с немонотонным изменением интегральной ширины, а также размеров областей когерентного рассеяния и упругих микроискажений, что свидетельствует о взаимосвязи осциллирующего характера процесса переориентации кристаллитов с периодическими изменениями в микроструктуре. Показано, что разность упругих и пластических свойств различно ориентированных к легкому призматическому скольжению зерен (групп зерен) приводит к перераспределению нагрузки и обуславливает неодновременность протекания в них процессов упрочнения, связанных с ростом степени искаженности решетки, и разупрочнения, указывающего на процесс возврата и рекристаллизации.

Наблюдается корреляция полученных результатов с данными просвечивающей электронной микроскопии о цикличности дислокационных превращений в ходе деформации сплава Zr-1%Nb, которая сопровождается накоплением дефектов и формированием субзеренной структуры, а затем релаксацией внутренних напряжений в результате процесса динамического возврата путем атермической коалесценции, который сопровождается распадом субграниц и перераспределением дислокаций.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И., Третьяков Н.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
dee@ispms.tsc.ru*

Предложена новая методика определения вязкости разрушения материалов для случая нестандартных образцов небольших размеров шевронным надрезом на примере технического титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации. Средний размер зёрен составлял 200 нм. В образцах квадратной формы длиной 18 мм со стороной квадрата 6 мм наносили щель толщиной 0,21 мм в виде шевронного надреза. По специально разработанной методике расшифровки диаграмм нагружения и фотографиям развивающейся трещины в зоне шевронного надреза, снятых в режиме интервальной съёмки с периодом в 2 с, определяли следующие характеристики процесса разрушения, необходимые для расчёта трещиностойкости испытуемого материала: модуль Юнга E , динамику раскрытия трещины μ , изменение длины трещины Δl в процессе нагружения.

Качественный вид диаграмм «нагрузка-смещение» материалов с УМЗ структурой существенно отличается от диаграмм тех же материалов с крупнокристаллической (КК) структурой. Специфической особенностью сплавов с УМЗ структурой является трёхстадийный характер диаграмм нагружения после стадии упругого нагружения. Момент зарождения трещины на конце шевронного надреза чётко фиксируется в виде протяжённого «зуба» релаксации. По достижении трещиной определённой длины Δl_1 спонтанное развитие трещины прекращается и наступает 2-я стадия, на которой распространение трещины происходит практически при постоянном внешнем напряжении. Затем следует снова падение внешней нагрузки и происходит катастрофическое разрушение образца.

В процессе выполнения работы решён ряд принципиальных задач, связанных с описанием напряжённо-деформированного состояния образца с шевронным надрезом на разных этапах нагружения, таких как (i) определение модуля Юнга, (ii) расчёт вклада пластической деформации образца в экспериментально измеряемые смещения берегов надреза, (iii) вычисление расположения фронта трещины по раскрытию конца шевронного надреза.

Совокупность экспериментальных и расчётных данных позволило определить для данных материалов критерии трещиностойкости: удельную энергию формирования свободной поверхности трещины G и коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} (КИН).

Анализ экспериментальных данных показал, что создание УМЗ структуры методами интенсивной пластической деформации, обуславливая возрастание предела текучести и предела прочности материала, сопровождается снижением его трещиностойкости. Обнаруженные закономерности обсуждаются с позиции положений физической мезомеханики материалов.

ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЯ В СЛАБОМ ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Петрунин В. А., Загуляев Д. В., Мартусевич Е. А., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет
Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

В этой работе мы развиваем исследования, начатые в [1] и посвящённые проблеме магнитопластического эффекта (МПЭ) в алюминии. Мы измеряли относительное изменение скорости ползучести поликристаллического алюминия $\xi = (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_0) / \dot{\varepsilon}_0$ ($\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0$ – скорости пластической деформации в магнитном поле и без поля, соответственно) от величины магнитной индукции. В эксперименте использовались образцы из алюминиевой проволоки диаметром $d = 0,5$ см. В настоящей работе обстоятельно рассмотрен первый участок зависимости $\xi(B)$, где интервал изменения магнитной индукции B : 0 Тл – 14 Тл ($\xi > 0$), с максимумом $\xi = 55\%$ при $B = 0,07$ Тл. Также как в [1] на линейной стадии ползучести ($\varepsilon = 15\%$) измерена скалярная плотность дислокаций: $\rho = 0,55 \cdot 10^{14}$ м⁻² ($\varepsilon = 0$), $\rho = 1,65 \cdot 10^{14}$ м⁻² ($\varepsilon = 15\%$). Измерить для $\varepsilon = 15\%$ значение скалярной плотности дислокаций для $B = 0,07$ Тл оказалось затруднительным и было бы интересно теоретически оценить вклад в ξ величины ρ .

С помощью уравнения Орована для $\dot{\varepsilon}$ и формулы М.И. Молоцкого для относительного приращения средней скорости дислокаций в магнитном поле мы нашли теоретическое выражение для величины ξ :

$$\xi_{th} = (0,5/kT)(I_S - I_{T_0})(B/B_0)^2 + \Delta\rho_m / \rho_{m0}.$$

В этой формуле k – постоянная Больцмана, T – температура, I_S и I_{T_0} – энергии отрыва дислокации от парамагнитной примеси в синглетном и триплетном состояниях «радикальной пары», B_0 – поле насыщения, $\Delta\rho_m = \rho_m - \rho_{m0}$ – прирост плотности дислокаций (подвижных) в магнитном поле. Вычисление первого слагаемого в формуле М.И. Молоцкого для значений $I_S - I_{T_0} \approx 0,1$ эВ [2], $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К, $T = 293$ К, $B_0 = 0,9$ Тл (алюминий) даёт для первого участка $\xi_{th}^I \approx 1,2\%$, в то время как эксперимент даёт 55%, а значит вклад ρ_m равен 53,8%.

Таким образом, относительное увеличение скорости ползучести в магнитном поле (первый участок) связано с процессами преимущественного открепления и редкими процессами закрепления дислокаций на парамагнитных примесях.

Работа выполнялась при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (госконтракт 16.740.11.0314).

1. Петрунин В.А. Загуляев Д.В. и др. // Вестник Тюменского государственного университета. - 2009. - №6. - С.60-63.
2. Молоцкий М.И. // ФТТ. - 1991. - Т.33. - № 10. - С.3112-3114.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 20X23N18 ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Сизов В. В., Воробьев С. В., Коновалов С. В., Иванов Ю. Ф.¹,
Белюсова Я.В., Мясникова В.И., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

¹*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
yufi@mail2000.ru*

Настоящая работа посвящена анализу состояния зеренной структуры стали 20X23N18, формирующейся в поверхностном слое в результате облучения высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком и последующих усталостных испытаний, завершившихся разрушением образцов.

Усталостные испытания проводились на специальной установке для асимметричного консольного изгиба. Перед усталостными испытаниями часть образцов подвергали облучению высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком на установке «СОЛО».

Деформация стали в условиях усталостного нагружения сопровождается некоторым изменением состояния зеренного ансамбля материала. В объеме зерен разрушенной стали наблюдаются многочисленные микродвойники. Особенностью структуры разрушенного материала является наличие микротрещин, распространяющихся как вдоль границ, так и по объему зерен. Как правило, микротрещины располагаются параллельно поверхности разрушения образца в несколько слоев.

Высокоскоростное охлаждение стали сопровождается формированием ячеек кристаллизации. Анализ зеренной структуры лицевой поверхности разрушенного образца выявил поликристаллическую структуру, средний размер зерен которой составляет $25,4 \text{ мкм} \pm 14,5 \text{ мкм}$, что практически совпадает, как было показано выше, со средним размером зерен стали, облученной перед усталостными испытаниями. Размеры реальных зерен изменяются в пределах от 5 мкм до 80 мкм, что близко к интервалу изменения размера зерен, сформировавшихся в стали при обработке электронным пучком. Следовательно, усталостные испытания предварительно облученной электронным пучком стали не сопровождаются изменением количественных характеристик зеренной структуры образцов. Последнее может свидетельствовать о малой подвижности границ зерен стали, обработанной электронным пучком в выбранном режиме облучения, что обеспечивается, как отмечалось выше, присутствием на границах частиц карбидной фазы.

Выполненные исследования позволили выявить закономерности изменения зеренной структуры стали, облученной электронным пучком и разрушенной при усталостных испытаниях. Установлено, что с увеличением плотности мощности пучка электронов средние размеры зерен в зоне разрушения стали монотонно увеличиваются, в то время как усталостное нагружение исходной стали сопровождается снижением среднего размера зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № 02.740.11.0538) и РФФИ (проект 12-02-00092-а).

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ МОДИФИКАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМУ УСТАЛОСТНОМУ НАГРУЖЕНИЮ

Бессонов Д. А., Воробьев С. В., Коновалов С. В., Иванов Ю. Ф.¹,
Белюсова Я. В., Гришунин В. А., Комиссарова И. А., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,*

gromov@physics.sibsiu.ru

¹*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

yufi@mail2000.ru

Одной из основных проблем, обеспечивающих улучшение качества деталей машин, работающих в условиях усталостного нагружения, является обработка поверхности стали импульсными электронными пучками субмиллисекундной длительности воздействия. Целью настоящей работы является выявление закономерностей эволюции структурно-фазового состояния поверхностных слоев предварительно закаленной стали 20X13, подвергнутой электронно-пучковой обработке и последующему усталостному нагружению до разрушения.

В качестве материала исследования использовали сталь 20X13. Перед испытаниями на усталостную долговечность лицевую поверхность (поверхность образца над концентратором напряжений) обрабатывали электронным пучком на установке «СО-ЛО».

Высокоинтенсивная электронно-пучковая обработка предварительно закаленной стали 20X13 приводит к формированию градиентной многофазной структуры. В зоне термического влияния (слой, расположенный на глубине ~20 мкм) формируется структура, характерная для стали, подвергнутой высокоскоростному термическому отпуску. А именно, фиксируется образование субзеренной структуры квазиравноосной формы, в результате протекания процесса, подобного динамической рекристаллизации.

Выявляется структура пластинчатого типа, образующаяся в результате рассыпания малоугловых границ, разделяющих кристаллы пакетного мартенсита. В объеме субзерен и пластин выявляется дислокационная субструктура сетчатого типа. В отдельных случаях наблюдается структура, формирующаяся в результате скоростного контактного плавления объемов стали, содержащих субмикронные частицы карбида типа $M_{23}C_6$.

В ходе проведенных исследований было выявлено повышение усталостной долговечности стали в ~2 раза по отношению к стали, не обработанной электронным пучком. Установлено, что концентраторы с максимальной амплитудой полей внутренних напряжений формируются у границы раздела частица карбидной фазы – α -матрица. Это позволило высказать предположение, что основной причиной повышения усталостной долговечности стали 20X13 является растворение при электронно-пучковой обработке присутствующих в приповерхностном слое глобулярных частиц карбидов типа $M_{23}C_6$.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № 02.740.11.0538) и РФФИ (проект 12-02-00092-а).

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Горбунов С.В., Воробьев С. В., Коновалов С. В., Иванов Ю. Ф.¹,
Белоусова Я.В., Комиссарова И. А., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

¹*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*
yufi@mail2000.ru

Формирование широкого спектра градиентных структурно-фазовых состояний при воздействии концентрированными потоками энергии сопровождается значительным повышением физико-механических свойств сталей и сплавов, недоступным при традиционных методах поверхностной обработки.

В качестве материала для исследования использовали сталь 08X18H10T после закалки в воду от 1000 °С. Обработку поверхности стали осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности на установке «СОЛО» (ЭПО). Исследования структурно-фазового состояния стали проводили методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции.

ЭПО стали приводит к формированию в поверхностном слое дендритной (ячеистой) структуры. Слой с дендритной структурой сменяется материалом с поликристаллической структурой. Микродвойникование стали приводит к формированию в разделяющих микродвойники объемах разориентированных областей. Средние размеры фрагментов с увеличением расстояния от облученной поверхности изменяются монотонно, достигая минимального значения в слое, расположенном на глубине ~10 мкм. ЭПО поверхности стали в режиме плавления сопровождается существенным изменением структурно-фазового состояния приповерхностного слоя материала. В результате кристаллизации расплава в поверхностном слое формируются дендритные структуры субмикронных размеров. В подповерхностном слое происходит процесс динамической рекристаллизации, инициированный сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения, что приводит к уменьшению среднего размера зерна в два раза. Наблюдается преобразование внутризеренной структуры стали. Увеличение скалярной плотности дислокаций, роста внутренних полей напряжений и объема материала, занятого микродвойниками, а также степени разориентации элементов субструктуры обусловлены термоупругими напряжениями, возникающими в поверхностном слое. Частицы исходной карбидной фазы растворяются, и выделяются наноразмерные частицы других фаз. Закономерности изменения фазового состава, размеров и плотности частиц карбидной фазы, состояния дефектной субструктуры в зависимости от расстояния до поверхности облучения свидетельствуют о формировании в приповерхностном слое стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, градиентного структурно-фазового состояния. Электронно-пучковая обработка обеспечила увеличение долговечности стали в 3.5 раза при многоцикловом усталостном нагружении.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № 02.740.11.0538) и РФФИ (проект 12-02-00092-а).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА, ПОДВОДИМОГО К ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЯ, НА ПРОЦЕСС РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Невский С.А., Коновалов С. В., Пономарева М. В., Комиссарова И. А.,
Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

При расчетах деталей ответственного назначения необходимо учитывать воздействие постоянных и переменных полей. Целью данной работы является изучение влияния электрического потенциала поверхности алюминиевого образца на релаксацию напряжений в условиях сжатия.

В настоящей работе в качестве материала для экспериментов был выбран поликристаллический алюминий технической чистоты марки А 85. Изменение электрического потенциала осуществлялось двумя способами: от стабилизированного источника питания; подключением металлов с иной, чем у алюминия работой выхода. Во избежание протекания тока, образец изолировался от элементов установки. Испытания проводились при комнатной температуре. Анализировалось изменение средней скорости релаксации ν и активационного объема γ . Эффект влияния электрического потенциала поверхности образца характеризовался величинами относительных изменений этих параметров: $\delta = (\nu_{el}/\nu_0) - 1$; $\zeta = (\gamma_{el}/\gamma_0) - 1$, где ν_{el} и γ_{el} – значения средней скорости релаксации и активационного объема при электрическом воздействии, а ν_0 и γ_0 – без воздействия. Снижение активационного объема и повышение средней скорости релаксации напряжений при первом способе изменения электрического потенциала поверхности алюминия может быть объяснено тем, что при наложении электрического потенциала поверхности снижается его микротвердость. Установлено, что при наложении потенциалов до $\pm 1,5$ В значения δ увеличиваются, причем знак потенциала не играет роли. Установлено, что зависимость δ от возникающей контактной разности потенциалов $\Delta\phi$ носит немонотонный характер. В области положительной контактной разности потенциалов резкое возрастание δ наблюдается при подключении меди, а затем при подключении Ni и Cr эффект меняет знак, присоединение железа, по-видимому, не влияет на изменение средней скорости релаксации.

Установленные изменения средней скорости релаксации связаны с изменением активационных параметров процесса релаксации напряжений. Активационный объем при первом способе изменения потенциала поверхности снижается вне зависимости от его знака. При втором способе подключения наблюдается немонотонный характер зависимости относительного изменения активационного объема ζ от $\Delta\phi$. Активационный объем понижается в случае подключения меди и титана, а затем эффект меняет знак. При подключении свинца $\zeta_{Pb} = -0,02$, то есть несколько меньше, чем при подключении титана ($\zeta_{Ti} = -0,01$), но, по-видимому, активационный должен увеличиваться, так как процесс релаксации в данном случае замедляется.

Работа выполнялась при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (госконтракт 16.740.11.0314).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И БОРОАЛИТИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Ващук Е.С., Ионина А.В., Райков С.В., Будовских Е.А., Громов В.Е.,
Иванов Ю.Ф., Софрошенков А.Ф., Базайкин В.И.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия,
vaschuk@bk.ru*

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) осуществляется с целью модификации структурно-фазовых состояний и функциональных свойств поверхностных слоев металлов и сплавов. Инструментом воздействия на поверхность при ЭВЛ являются импульсные многофазные плазменные струи, формируемые из продуктов электрического взрыва проводников. Обработка поверхности проводится с ее оплавлением. Электронно-пучковая обработка (ЭПО) поверхности электровзрывного легирования металлов и сплавов позволяет усилить свойства поверхностных слоев. Целью настоящей работы явилось изучение поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного боромеднения, бороалитирования и дополнительной электронно-пучковой обработки.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что электровзрывное бороалитирование и боромеднение сопровождается формированием на поверхности несплошного покрытия с высокоразвитым рельефом. Покрытие образовано конденсированными частицами, располагающимися в тылу струи и оседающими на поверхности уже после ее кристаллизации. Видны деформированные капли, образовавшиеся при разрушении фольги, и шарообразные частицы с размерами от 1 до 10 мкм, которые могли образоваться в результате взаимодействия продуктов взрыва фольги с частицами порошковой навески бора. Размер деформированных капель достигает нескольких десятков микрометров. Хорошо различима сетка микротрещин, пронизывающая как частицы покрытия, так и поверхность зоны легирования. Последующая ЭПО приводит к выглаживанию поверхности образцов. Вместе с тем сохраняются отдельно расположенные островки с высокоразвитым рельефом. Релаксация термических напряжений, возникающих в поверхностном слое стали в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения при ЭПО, приводит к сохранению сетки микротрещин.

Детальный анализ структуры поверхности электровзрывного бороалитирования выявил элементы тонкой структуры, формирующейся в результате электронно-пучковой обработки. А именно: декорирование границ зерен частицами вторых фаз. Размеры данных частиц изменяются в пределах от 250 до 500 нм. Включения второй фазы обнаруживаются и в объеме зерен. В этом случае размеры частиц изменяются в пределах 150–170 нм. Электровзрывное боромеднение и последующая ЭПО приводит к формированию на поверхности структуры дендритной и ячеистой кристаллизации. С ростом поглощаемой плотности мощности и времени импульса ЭПО среднее расстояние λ_1 между ячейками и осями первого порядка дендритов и средний диаметр зерен D увеличиваются в 1,5–2,0 раза.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011 и № 11-08-98020-р_сибирь_а).

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Коваленко В. В., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*
viktor_kovalenko_76@mail.ru

Градиентные структурно-фазовые состояния (ГСФС) формируются в объеме материала в условиях различного типа дифференцированных обработок, когда механическое воздействие и (или) тепловое поле не распределяются равномерно по объему заготовки, а локализуются в ее отдельных слоях.

Некоторые результаты исследования ГСФС, реализующихся в процессе формирования структуры при электронно-пучковой обработке состоят в следующем. В исходном состоянии фиксировались хаотически расположенные в объеме зерен α -фазы частицы глобулярного цементита (размеры частиц в большинстве случаев изменялись в пределах 0,3–0,5 мкм). Электронно-пучковая обработка стали приводит к преобразованию структуры и фазового состава стали, том числе, к растворению глобул цементита. В зависимости от количества теплоты, передаваемой материалу электронным пучком, удается зафиксировать и подвергнуть исследованиям методами электронной дифракционной микроскопии различные стадии растворения глобул цементита и, следовательно, различные стадии преобразования структуры объема α -фазы, прилегающего к растворяющейся глобуле цементита. Размеры зоны преобразования структуры α -фазы, фиксируемые методами электронной дифракционной микроскопии, составляли единицы микрометров; формирующиеся градиенты, таким образом, относятся к разряду микромасштабных. Начальные стадии преобразования глобулярных частиц цементита под воздействием тепла, передаваемого электронным пучком обрабатываемой стали, заключаются в формировании в частице вдоль границы раздела с матрицей дефектного слоя, толщина которого достигает ~100 нм.

Многослойное строение переходного слоя, формирующееся на данной стадии, связано с присутствием как жидкофазного, так и твердофазного механизмов растворения. Подслой, примыкающий к частице, формируется в результате жидкофазного механизма растворения, т.е. в результате контактного плавления стали вдоль границы раздела карбид / матрица. Высокоскоростная кристаллизация расплава привела к формированию наноразмерных кристаллитов α -Fe и островков γ -фазы.

Формирование микроградиентной структуры обусловлено локальным жидкофазным растворением глобулярной частицы цементита в условиях высокоскоростного нагрева стали, реализованного в методе электронно-пучковой обработки. Нагрев, плавление, кристаллизация и закалка объема стали, содержащего до воздействия электронного пучка частицу цементита, приводит к формированию в данном объеме так называемой пластинчатой эвтектики, состоящей из чередующихся пластин феррита и аустенита, разделенных тонкими прослойками вновь образованного цементита.

ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Романов Д.А., Будовских Е.А., Гагарин А.Ю.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Различные устройства с напыленными методом электровзрывного напыления (ЭВН) электроэрозионностойкими покрытиями используются в производственной деятельности таких организаций как ООО «Лазурит», ООО «Сибирские промышленные технологии», ООО «Ремкомплект», ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», ОАО «Новокузнецкий вагоностроительный завод», ООО «ВЕСТ 2002».

Опытно-промышленные испытания алюминиевых кабельных наконечников с электровзрывным медным покрытием показали их высокую долговечность по сравнению с лужеными кабельными наконечниками марки ТМЛ и используются на ООО «Лазурит» с целью экономии электрической энергии. На предприятии ООО «Сибирские промышленные технологии» проведена опытно-промышленная апробация результатов диссертации для упрочнения пальцевых, розеточных и пластинчатых контактов, применяемых в аппаратах напряжением выше 1000 В на различные токи, а также торцовых контактов на напряжение 110 кВ и выше и токи не более 1,0...1,5 кА. Результаты испытаний позволяют рекомендовать ЭВН контактов в условиях производства. Результаты по формированию нанокompозитных электроэрозионностойких покрытий, представляют практический интерес и используются в производстве ООО «Ремкомплект» для упрочнения контактов пускателей марок ПВИ-320А, ПВ1140-2'25, ПВ1140-2'63, ПВ1140-250. Результаты диссертации прошли опытно-промышленную апробацию на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» при упрочнении поверхности контактов контакторов КМ41П, КМ-517П, КМ41Н, КМ517Н, КМ44Н, КМ41Н, КМ44Н, КМ44П, КМ44Н, КМ517Р, КМ42П, КМ42Н, КМ42Н, КМ51П, КМ51Н, а также контактов пускателей ПАЕ-300ПА, ПАЕ-3ХХП А, ПАЕ-300П Б, ПАЕ-3ХХП Б, ПАЕ-300П В, ПАЕ-3ХХП В, ПАЕ-300Н А, ПАЕ-3ХХН А, ПАЕ-300Н Б, ПАЕ-3ХХН Б, ПАЕ-300Н В, ПАЕ-3ХХН В, ПАЕ-400П А, ПАЕ-4ХХП А, ПАЕ-400П Б, ПАЕ-4ХХП Б, ПАЕ-400П В, ПАЕ-4ХХП В, ПАЕ-400Н А, ПАЕ-4ХХН А, ПАЕ-400Н Б, ПАЕ-4ХХН Б, ПАЕ-400Н В, ПАЕ-4ХХН В, ПАЕ-500П А, ПАЕ-5ХХП А, ПАЕ-500П Б, ПАЕ-5ХХП Б, ПАЕ-500П В, ПАЕ-5ХХП В, ПАЕ-500НА, ПАЕ-5ХХН А, используемых на предприятиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». Упрочненные методом ЭВН контакты показали увеличение ресурса коммутационного износа в 1,5...2,0 раза по сравнению с оригинальными контактами и рекомендуются к внедрению. В условиях эксплуатации командоконтроллеров ККТ 61, ККТ 62, ККТ 63, ККТ 68 на ОАО «Новокузнецкий вагоностроительный завод» медные электроконтактные поверхности, упрочненные методом ЭВН, разработанным в диссертации, показали увеличенный ресурс коммутационного износа в 1,5...2,0 раза по сравнению с оригинальными контактами и рекомендуются для внедрения. Технология ЭВН электроэрозионностойких покрытий успешно используется на ОАО «ВЕСТ 2002» для восстановления и упрочнения электрических контактов силового шахтного оборудования, а именно коммутирующих контактов силовых контроллеров КС-304, КС-305. Экономический эффект от внедрения составил более 600 000 рублей в 2010 г.

Исследования выполнены в соответствии с Федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. по гос. контракту № 14.740.11.1154 и грантам РФФИ №№ 11-02-91150-ГФЕН_а, 11-02-12091-офи-м.

СТРУКТУРНЫЙ ФАКТОР КОРРЕЛЯЦИИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

plotnikov@phys.asu.ru

При нагружении поликристаллических алюминия и меди при температурах выше $0,5T_{пл.}$ формируется структура деформационных полос как первичной, так и вторичной систем скольжения ГЦК металлов (рис. 1).

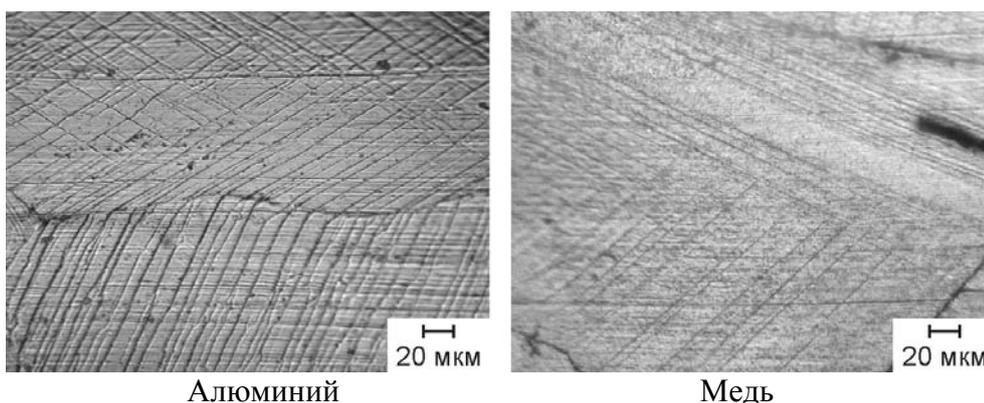


Рис. 1. Полосы деформации, сформированные в условиях сложного термомеханического нагружения при высокотемпературной деформации алюминия ($600\text{ }^{\circ}\text{C}$) и меди ($900\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Характерной особенностью накопления деформации является квазипериодический вид зависимости плотности деформационных полос от температуры (рис. 2). Как минимум на этой зависимости наблюдается два максимума плотности полос деформации. Такой характер накопления деформационных полос свидетельствует о квазипериодичности элементарных процессов, контролирующих высокотемпературную деформацию. В настоящее время считается очевидным, что за накопление деформации при высоких температурах ответственны как процессы скольжения полных дислокаций, так и процессы зернограничного проскальзывания. Наши эксперименты свидетельствуют, что высокотемпературная деформация представляет собой квазипериодическую последовательность смен дислокационного скольжения и зернограничного проскальзывания.

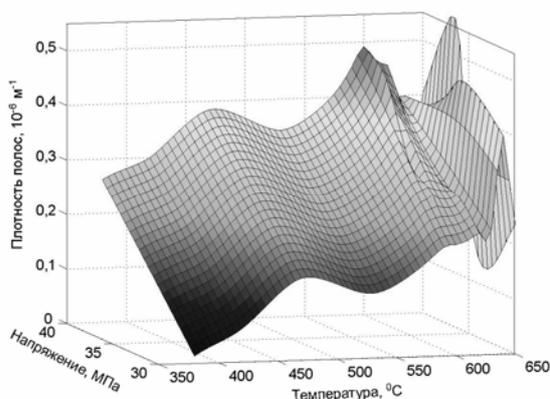


Рис. 2. Поверхность плотности полос деформации алюминия, построенная как зависимость от температуры и механического напряжения.

ЭФФЕКТЫ КОРРЕЛЯЦИИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
plotnikov@phys.asu.ru

При высокотемпературном механическом нагружении ГЦК металлов, таких как алюминий, медь, наблюдается накопление деформации в виде макроскопических деформационных скачков, сопровождаемых трансформацией низкоамплитудной акустической эмиссии в дискретные акустические импульсы аномально большой амплитуды. Сопоставляя амплитуды акустических сигналов со скоростями накопления деформации на скачкообразных участках установили, что скорость накопления деформации и амплитуды акустических сигналов коррелируют (рис. 1). В координатах квадрат амплитуды – скорость деформации точки с достаточной точностью ложатся на прямую линию.

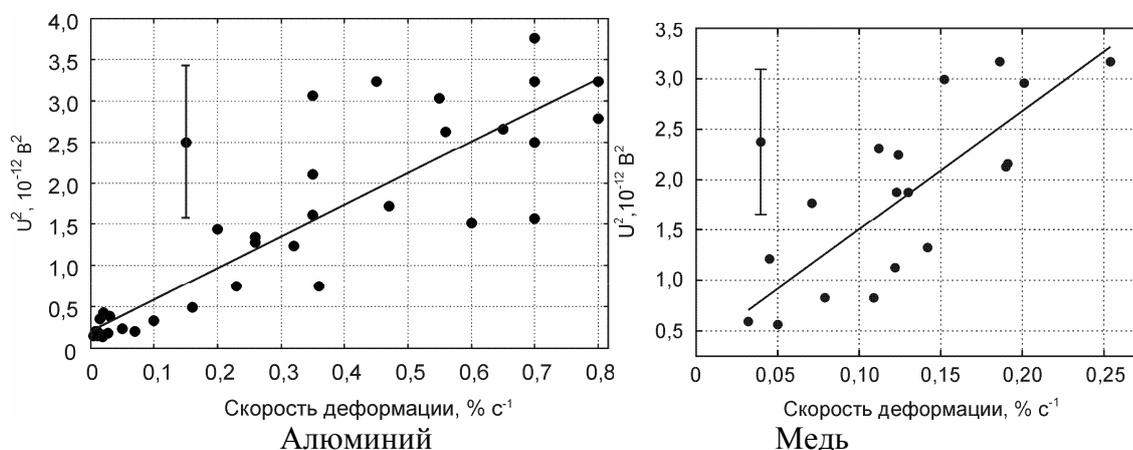


Рис. 1. Зависимость квадрата амплитуды акустической эмиссии от скорости деформации на скачкообразных участках накопления деформации для алюминия и меди.

Понимая трансформацию низкоамплитудных сигналов акустической эмиссии в высокоамплитудные как результат интерференции отдельных низкоамплитудных сигналов, отвечающих условию когерентности, можно заключить, что источники таких импульсов также удовлетворяют условию когерентности. Как известно единичный сигнал генерируется при выходе дислокационного фрагмента на границу раздела, то есть условию когерентности удовлетворяет дислокационный ансамбль, скользящих в плоскости скольжения (111) ГЦК кристалла дислокаций.

Структурным признаком таких событий является наблюдаемые деформационные полосы, формирующиеся при высокотемпературной деформации, как по первичной системе скольжения, так и по вторичной. Формирование деформационных полос коррелирует с деформационными скачками, а критерием корреляции выступает амплитуда акустических сигналов. Критерий корреляции является не столько формальным параметром, сколько физическим, характеризуя соблюдение когерентности в дислокационном ансамбле, то есть корреляцию в системе скользящих дислокаций. Однако эффекты макроскопических деформационных скачков свидетельствуют, что эффекты корреляции наблюдается не только в единичном ансамбле дислокаций, формирующих деформационную полосу, но и в системе деформационных полос в масштабе как минимум одного зерна.

РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Назаров А.А.¹, Назарова А.А.¹, Попов В.А.¹, Даниленко В.Н.¹, Мулюков Р.Р.¹,
Царенко Ю.В.², Рубаник В.В.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

²*Институт технической акустики НАНБ, Витебск, Беларусь*

AANazarov@imsp.ru

Ультразвуковая обработка (УЗО) оказывает значительное влияние на дефектную структуру материалов, зависящее от амплитуды приложенных знакопеременных напряжений. При высокой мощности ультразвуковое воздействие приводит к размножению дислокаций и упрочнению материала, что используется в ультразвуковом поверхностном упрочнении. При амплитудах напряжений, существенно меньших статического предела текучести материала, ультразвук повышает подвижность существующих дислокаций и способствует релаксации структуры материала и внутренних напряжений. Представляет значительный интерес исследование возможности использования этого эффекта в управлении свойствами ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных деформационными методами.

Исследовано влияние ультразвуковой обработки на структуру ультрамелкозернистого никеля, полученного двумя методами: деформацией кручением под давлением и равноканальным угловым прессованием (РКУП). Показано, что определенных оптимальных значениях амплитуды напряжений ультразвук снижает уровень внутренних напряжений в этих материалах, приводит к релаксации неравновесных границ зерен. Под воздействием ультразвука происходит также изменение текстуры. Обнаружено заметное повышение термической стабильности микроструктуры УМЗ материалов после УЗО. Наиболее ярким эффектом, связанным с ультразвуковой обработкой, является повышение пластичности УМЗ никеля при неизменном пределе текучести. При выбранных режимах УЗО максимальный достигнутый эффект составляет рост пластичности с 12% после РКУП до 14.5% после УЗО. При этом предел прочности не только сохраняется, но даже несколько возрастает.

Обсуждаются возможные механизмы релаксации структуры УМЗ материалов при воздействии ультразвука.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АМД-МЕТОДОВ

Кустов А.И.⁽¹⁾, Мигель И.А

⁽¹⁾ *Воронежский государственный педагогический университет, Россия*

Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия

akvor@yandex.ru

Актуальной проблемой настоящего времени является изучение предельных состояний (ПС) материалов. Решение этой проблемы осуществлялось с помощью контроля структурного строения и измерения физических характеристик материалов. Инструмент исследований – сканирующий акустический микроскоп (САМ)[1]. Он обеспечивал визуализацию структуры приповерхностных слоев материала, определение значений физических параметров объектов – ν_R , $\Delta V/V^0\%$, E и G , $\sigma_{0,2}$ [2]. Методы АМД по-

зволяют рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн (ПАВ) в твердотельных материалах [2]. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с упругими модулями, коэффициентом поглощения акустических волн, степенью анизотропности структуры и проч. [3,4]. На рис.1 представлена серия V(Z)-кривых, демонстрирующая возможности разработанной методики выявления микротрещин шириной менее разрешающей способности прибора (САМ). В нашем случае этот параметр составлял 0,3 мкм.

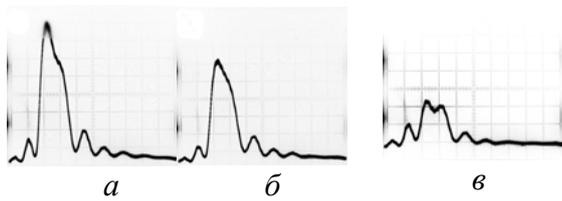


Рис.1. Трансформация V(Z)-кривой в районе микротрещины в Ge <111> ($v_R = 2,87 \cdot 10^3$ м/с, $\Delta Z_N = 13,25$ мкм, $(\Delta V/V^0)_{\max} = 68\%$, масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел. = 11 мкм; расстояние от центра 40 (а), 20 (б) и 0 мкм. (в)

Прежде чем образуются микротрещины, изменяющие состояние материала и продвигающие его к предельному, возникает предстоящее состояние, которое ещё обратимо. Его выявление проводилось по величине дисперсии значений v_R и $\Delta V/V^0\%$ акустических волн. Пример дисперсии скорости ПАВ в стали приведен на рис.2.

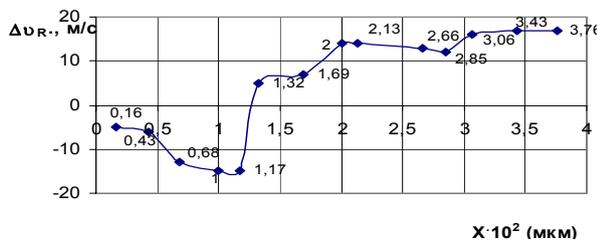


Рис. 2. Дисперсия v_R в стали 18ХГТ с $(d_3)^{-1/2} \sim 7$

Повышение величины дисперсии приближает материал к предельному состоянию (ПС). Важным параметром ПС являются экстремальные значения. Для их нахождения использовались информационные технологии. Результат оптимизации процесса представлен на рис.3 и 4. Оценив по акустическому изображению размер зерна, можно определить критическое значение предела прочности $\sigma_{0,2}$.

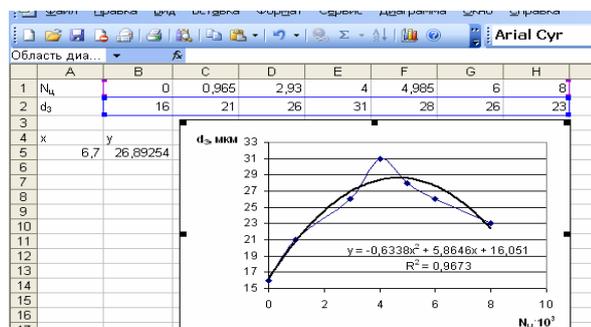


Рис. 4. Поиск максимального d_3 стали 16ГС в зависимости от числа (N_u) циклов нагрузки

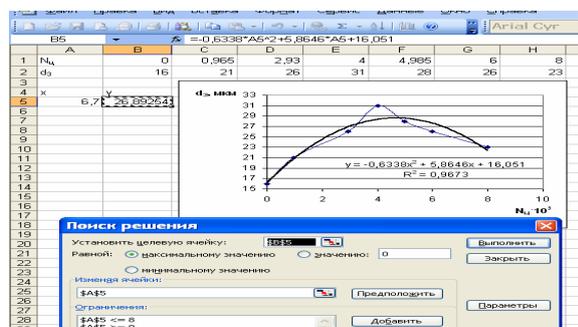


Рис. 5. Расчёт значения числа циклов, при котором d_3 максимален

Следовательно, АМД-методы позволяют эффективно определять параметры предельного состояния металлических материалов, прогнозировать его проявление.

1. Kustov A.I., Migel I.A. // Glass Physics and Chemistry, 1996, v.22, N 3., p.245-247
2. Wilson R.G., Weglein R.D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 —3275.
3. Kustov A.I //Proceedings of NATO Science Series, II. Physics and Chemistry, ed. Dm.Schur, vol. 72. 2004. p.203-215
4. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V Intern. Scient. Conf., Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИН СЛОЕВ С ИЗМЕНЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ И ПАРАМЕТРОВ ПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТΟΣКОПИИ

Кустов А.И.⁽¹⁾, Мигель И.А

⁽¹⁾ Воронежский государственный педагогический университет, Россия
Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Задача определения толщин слоев с измененными свойствами, а также параметров пленочных покрытий весьма актуальна. По сути, определяемые в результате её решения параметры и характеристики определяют возможности материалов. В настоящее время эта задача эффективно решается с помощью методов акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) [1].

Наличие, количество и параметры неоднородностей в приповерхностном слое оказывают непосредственное влияние на свойства материала, в том числе и прочностные. Конкретные значения этих свойств оценивались по величине скорости ПАВ, в зависимости от расстояния до поверхности образца (h). Увеличение толщины снятого слоя, а значит уменьшение количества и размеров дефектов (например, питтингов), приводило к возрастанию скорости ПАВ (рис.1). Изменение состояния приповерхностных слоев материала характеризуется также уровнем поглощения АВ, который определяется изменением высоты $\Delta V/V\%$ главного максимума $V(Z)$ -кривых [2] в зависимости от толщины снятого слоя (рис.2). Глубина зондирования и время процесса (рис.3 и 4), также могут быть параметрами, выявляемыми АМД-методами. Они позволяют оценить и толщину приповерхностных слоёв, значения адгезионных характеристик, площади фрагментарного соединения. Пример таких измерений представлен на рис.5.

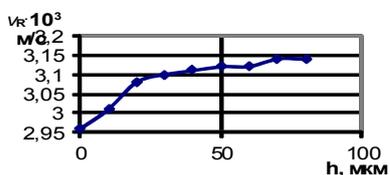


Рис. 1. Изменение значения v_R в стали 08X21H6M2T с питтингами в зависимости от толщины снятого слоя.

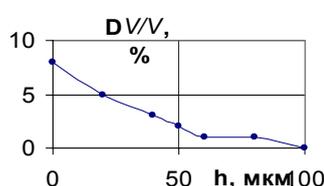


Рис. 2. Изменение параметра ($\Delta V/V\%$) затухания ПАВ в стали питтингами.

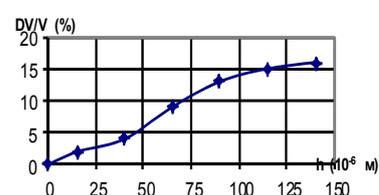


Рис. 3. Зависимость затухания АВ ($\Delta V/V\%$) в ст. 40ХН от глубины зондирования (h).

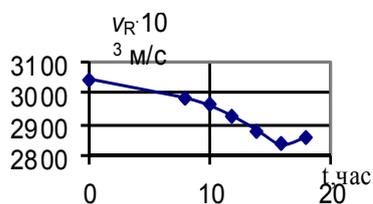
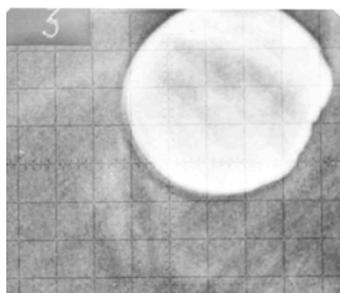
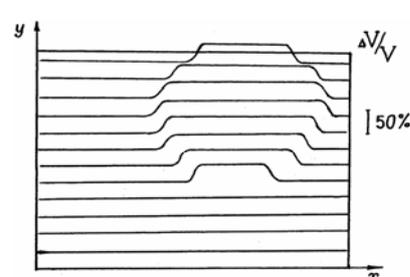


Рис. 4. Зависимость скорости ПАВ в стали 30ХГТ от времени цементации



а



б

Рис. 5. Акустическое изображение модельного объекта – склейки слюда – кремний $\langle 111 \rangle$; (канадский бальзам, ртуть, масштаб 28 мкм дел., (а) $Z = -83$ мкм) и характеристика той же области по $\Delta V/V\%$ от координат (б) (ИЖ – вода, размеры гор. 280 мкм, верт. 220 мкм).

Таким образом, САМ позволяет эффективно исследовать размерные и физические параметры приповерхностных слоев и покрытий.

Список литературы

1. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998 - т.24 - №6 - с.817-824.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // "Материаловедение", 2010 – 2 (155) – с.9-14.

ОХРУПЧИВАЮЩЕЕ ДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫХ СПЛАВОВ

**Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М., Попов Д.А.,
Петрова И.В., Щукин Е.Д.**

*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фрумкина РАН,
Москва, Россия,
mlkn@list.ru*

В условиях жидкометаллического охрупчивания (ЖМО) переход «хрупкость-пластичность» с повышением температуры обычно объясняется исчезновением мощных дислокационных скоплений, ответственных за образование зародышевых микротрещин. По этой причине часто полагают, что высокая собственная пластичность препятствует сильному проявлению ЖМО. Хотя такая точка зрения и имеет под собой основание, но не может быть распространена на все высокопластичные материалы.

В работе изучено влияние эвтектического расплава In–Ga–Sn на прочность и пластичность сплавов Pb–Sn разных составов (Sn – 5, 20, 40, 62, 80 вес. %) с выраженными сверхпластическими свойствами. Представлены результаты фрактографического исследования, выполненного методами электронной микроскопии и оптической металлографии. Показано, что широко распространенные взгляды на природу верхнего температурного порога ЖМО нуждаются в корректировке, учитывающей конкретные механизмы собственной пластичности твердого металла и специфику влияния на них жидкометаллических расплавов.

Охрупчивание исследованных сплавов обусловлено спецификой механизма сверхпластичной деформации. В этом случае ведущим механизмом является зернограничное проскальзывание, сопряженное с захватом дислокаций из объема зерна границами; мощные дислокационные скопления при этом изначально отсутствуют. Однако переход границ зерен в высокоэнергетическое «разрыхленное» состояние способствует проникновению в них активных компонентов среды и, как следствие, зернограничному охрупчиванию. Наблюдаемый в экспериментах эффект катастрофического охрупчивания обусловлен, наиболее вероятно, формированием прослоек жидкой фазы на неравновесных границах зерен.

ТЕКСТУРОВАННЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ NiCrMe (Me =W, Mo, V)

Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Хлебникова Ю.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
Yulia_kh@imp.uran.ru

Легирование никеля преследует решение двух основных задач: во-первых, получить более прочную ленту-подложку, во-вторых, создать сплавы с точкой Кюри $T_K < 77$ К. При этом необходимо сохранить и по возможности улучшить кубическую текстуру в сплаве. Ранее авторами изучены процессы образования текстуры и формирования свойств в бинарных сплавах никеля с рядом d-переходных металлов [1, 2].

В настоящей работе проведены исследования, связанные с формированием текстуры деформации и образованием кубической текстуры отжига в ряде тройных сплавов Ni–Cr–W, Ni–Cr–Mo и Ni–Cr–V. Осуществлен подбор оптимального соотношения легирующих элементов при комплексном легировании никеля. Рассмотрены вопросы оптимизации режимов рекристаллизационного отжига, что связано с повышением температуры начала первичной рекристаллизации в тройных никелевых сплавах после высоких степеней деформации.

На исследованных тройных сплавах $Ni_{89.1}Cr_{9.1}W_{1.8}$, $Ni_{88.4}Cr_{9.2}W_{2.4}$ и $Ni_{88.5}Cr_{6.2}V_{5.3}$ немагнитных при температуре 77 К получена совершенная кубическая текстура и высокие механические свойства (предел текучести при 20°C исследованных сплавов после деформации 98% и рекристаллизационного отжига при 1000°C, 1 ч более чем в 5 раз превышает предел текучести чистого никеля). В лентах-подложках из сплавов Ni–Cr–W рассеяние текстуры после двухступенчатого отжига и медленного нагрева по сравнению с одноступенчатым высокотемпературным отжигом вдоль лены уменьшается на 0.2°–1.5°, поперек ленты – на 0.1°–0.6°. Также очень важен тот факт, что сплавы Ni–Cr–W и Ni–Cr–V обладают высокой коррозионной стойкостью при температурах нанесения буферного (затравочного) слоя на металлическую ленту-подложку.

В исследованных тройных Ni–Cr–Mo сплавах суммарное содержание хрома и молибдена 6.2 ат.% в сплаве $Ni_{93.8}Cr_{4.0}Mo_{2.2}$ и 12.4 ат.% в сплаве $Ni_{87.6}Cr_{8.0}Mo_{4.4}$ позволяет получить в ленте-подложке добротную кубическую текстуру. Однако в текстуре рекристаллизации сплава, содержащего 4.4 ат.% молибдена, помимо кубических зерен довольно много двойников. Реально бороться с развитием двойниковой составляющей в текстуре первичной рекристаллизации возможно лишь за счет увеличения температуры отжига до 1100-1150°C и медленного нагрева до этой температуры от 650°C или применения двухстадийного отжига – посадка в печь при 700°C, выдержка 30 мин и дальнейший нагрев со скоростью 100 град/ч до 1100-1150°C. Такие длительные рекристаллизационные отжиги лент-подложек энергетически весьма затратные. Поэтому желательно, чтобы содержание молибдена в тройном сплаве не превышало 4 ат.%.

Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос.регр. 01201064335), при частичной финансовой поддержке грантов № 12-П-2-1015 по Программе Президиума РАН и УрО РАН_ОФИ № 11-2-12-ДМУ.

Список литературы

1. Гервасьева И.В., Соколов Б.К., Родионов Д.П., Хлебникова Ю.В. // ФММ. 2003. Т.95. С. 77-84.
2. Гервасьева И.В., Соколов Б.К., Родионов Д.П. и др. // ФММ. 2003. Т.96. № 2. С. 95-101.

ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ НАСЫЩЕНИЯ ПРИ ОТЖИГАХ УПОРЯДОЧЕННОГО СПЛАВА Ni_3Mn

Шарипов И.З.¹, Мулюков Х.Я.²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

ilgizsh@mail.ru

В сплаве Ni_3Mn в температурном интервале 720–770 К происходит процесс упорядочения, что сопровождается значительными изменениями его физических свойств. В частности, намагниченность насыщения материала увеличивается от 0 до 0,7 T, превышая намагниченность чистого никеля [1]. Поскольку эта характеристика напрямую связана со степенью упорядоченности, следовательно, измерения намагниченности предоставляют удобный инструмент для изучения кинетики упорядочения при отжигах. Таким способом был исследован процесс упорядочения сплава Ni_3Mn в крупно- и нанокристаллическом состоянии [2].

В данном сообщении приводятся результаты исследования кинетики обратного процесса, разупорядочения в сплаве Ni_3Mn при нагреве до различных температур, посредством измерения его намагниченности насыщения.

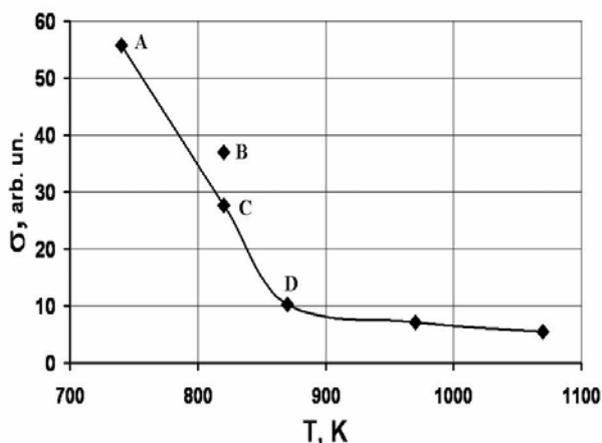


Рис. 1.

Упорядоченное состояние было получено отжигом при температуре 740 К в течение 24 часов. Намагниченность насыщения измерялась в относительных единицах при температуре 320 К., начальное состояние соответствует точке А на графике рис. 1. Нагрев до 820 К со скоростью 10 К/мин и сразу охлаждение приводит к уменьшению намагниченности в 1,5 раза (точка В). Отжиг при 820 К в течение 5 мин снижает намагниченность в 2 раза от первоначальной (точка С). Дальнейшее увеличение суммарного времени отжига до 15 и 40 минут при 820 К не изменяют величины намагниченности.

Увеличение же температуры отжига до 870 К в течение 5 мин снижает намагниченность в 5,5 раз от начальной.

Список литературы

1. Бакай А.С., Фатеев М.П. Влияние атомного порядка на магнитные свойства сплава Ni_3Mn // Металлофизика, 1987, т. 9, № 6, с. 52-55.
2. Шарипов И.З., Мулюков Р.Р., Мулюков Х.Я. Влияние нанокристаллической структуры на процессы упорядочения сплава Ni_3Mn // ФММ, 2003, т. 95, № 1, с. 47-51.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СКЛЕРОМЕТРИИ

Карпухин М.В.

ГОУ ВПО СамГТУ ИТЦ «Надежность», г. Самара, Россия,
pnms3@mail.ru

Способ склерометрирования используется для получения кинетических и термофлуктуационных характеристик деформации, которые ранее оценивались другими, трудоемкими и разрушающими методами на образцах материалов при их испытаниях на растяжение в режиме ползучести. Оценка кинетических термофлуктуационных характеристик долговечности, как параметров базовой модели долговечности единичной связи под нагрузкой, представлена в уравнении, предложенном академиком Журковым С.Н. [1, 2] и др.

$$\tau = t_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right), \quad (1)$$

где t_0 – постоянная времени (порядок частоты колебаний атомов в межузлиях кристаллической решетки, ($t_0 \sim 10^{-12} \dots 10^{-13}$ сек); U_0 – энергия активации пластической деформации; γ – структурно-чувствительный коэффициент; σ – действующее напряжение; k – коэффициент Больцмана; T – температура.

Методом склерометрии будут оцениваться следующие механические и кинетические характеристики материалов.

1. Удельная энергия деформации, характеризующая пластичность материала – $U_{\text{деф}}$ – отношение работы $A_{\text{деф}}$, затраченной на деформацию объема материала – $V_{\text{деф}}$.

$$U_{\text{уд}} = A/V_{\text{деф}}, \text{ кДж/моль.}$$

2. Накопленная энергия повреждаемости – $U_e(t)$. $U_e(t)$ представляет собой $U_{\text{деф}}$ после наработки в течении времени t (в конкретных условиях нагружения, скорости, температуры и др.).

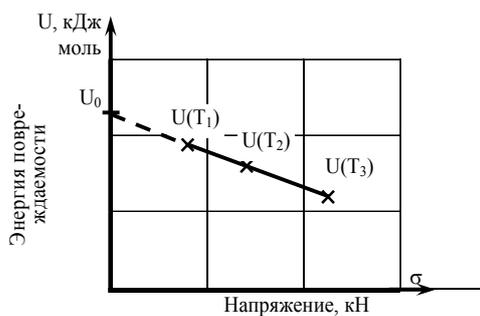


Рис. 1. Методика оценки энергии активации пластической деформации – U_0 , $T_1 < T_2 < T_3$.

3. Энергия активации пластической деформации – U_0 , кДж/моль.

Оценка U_0 производится для нулевого значения действующих напряжений при склерометрировании с учётом влияния температуры T путём аппроксимации значений $U(T)$, как это показано на рис. 1

4. Микротвёрдость H_μ .

$$H_\mu = U_0/\gamma.$$

5. Кинетический структурно-чувствительный коэффициент – γ , по результатам анализа системы $\gamma = U(T)/\sigma$, мм³/моль, где $U(T)$ – энергия активации разрушения при действующей температуре.

Список литературы

1. Журков С.Н. Проблемы прочности твердых тел. Вестник АН СССР, 1957. №11. -С.78-82.
2. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. –М.: Успехи физических наук. 1970. 537с.

ПРИМЕНЕНИЕ БУРОВОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА ВК6С ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА ОТРЕЗНЫХ РЕЗЦОВ

Захаров Д.А., Сальников А.В., Амосов А.П.

Самарский Государственный Технический Университет, Самара, Россия,
Zaharov.Dmi@yandex.ru

В 2011г. на производстве ОАО «Волгабурмаш» возникла проблема частого выхода из строя твердосплавных резцов, применяемых в изготовлении наплавочных электродов. Суть их работы в том, чтобы отрезать и одновременно зажимать концы заготовок электродов, заполненных исходной шихтой, тремя резцами, расположенными под углом в 120° друг к другу.

Резцы изнашивались и скалывались по причине попадания между ними абразивных частиц материалов шихты. Ниже представлены характеристики твердости компонентов шихты наплавочных электродов ОАО "Волгабурмаш":

- 1)ЛКВ Рэлит "З"-3,4 - Микротвердость 2100-2800 кгс/мм²;
- 2)Спеченный ВК8-ВК9, ЗВК9-05, ЗВК9-12 - Микротвердость 1100-1580кгс/мм²;
- 3)Карбид вольфрама сферический - Микротвердость 3400-3600 кгс/мм².

Очевидно, что основной причиной выхода из строя резцов явилось практически двукратное увеличение твердости компонентов 1-й и 3-й групп, которые ранее не применялись в производстве, по сравнению с твердостью компонентов 2-й группы.

Поэтому целью данной работы стал подбор материала с высоким уровнем свойств, способным значительно продлить ресурс работы резцов.

Вместо сплава ВК9С, обычно применяемого для производства этих резцов впервые был применен буровой сплав ВК6С.

Марка сплава	Физико-механические свойства, согласно тех. требованиям СТП ОАО «Волгабурмаш»			
	Плотность ρ , г/см ³	Твердость, НРА	Коэрцитивность Нс, Э	Предел прочности на изгиб $\sigma_{изг}$, МПа
ВК9С	14,55-14,75	89,0–90,0	100–140	>2110
ВК6С	14,85-15,05	90,3–91,1	135–155	>2000

Сплав ВК6С на данный момент имеет более высокие характеристики, по сравнению с ВК9С и серийным сплавом ВК6 по ГОСТ 3882-74: $\sigma_{изг}$ для ВК6С достигает значений в 3100МПа при твердости в 91,1 НРА(1470 кгс/мм²)

Причиной столь высоких показателей является получение равномерной, практически беспористой структуры спеченного вольфрамокобальтового сплава. Она образуется за счет применения новых технологических режимов мокрого размолла с интенсивным перемешиванием высокотемпературного карбида вольфрама марки WC3 (с высокой прочностью зерен) и мелкозернистого кобальта в атриторах, а также за счет спекания с газостатическим упрочнением.

Это и подтвердил результат проведения сравнительных испытаний в условиях производства – ресурс работы резцов из сплава ВК6С оказался в 8–10 раз выше, чем из ВК9С.

На такое увеличение ресурса резцов из сплава ВК6С повлияло хорошее сочетание высокой износостойкости и трещиностойкости данного сплава по сравнению со сплавом ВК9С.

По данной работе был оформлен акт о внедрении на ОАО «Волгабурмаш».

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРИСТОГО СВС-АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Давыдов Д.М., Амосов А.П., Латухин Е.И., Байриков И.М.,
Щербовских А.Е., Андриянов Д.И.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия,
www.davidovd77@mail.ru*

Материалы, изготовленные из интерметаллидов титана и алюминия, отличаются такими ценными свойствами как высокие прочность и стойкость к окислению. Свойства алюминидов титана, особенно их высокая стойкость в различных коррозионных средах, могут быть использованы в медицине при изготовлении имплантов.

Получение алюминидов титана в режиме СВС осложняется их невысокой экзотермичностью при синтезе [1]. Введение в смесь исходных порошков высокоэкзотермической добавки (например, обеспечивающей образование боридов титана TiB), позволяет отказаться от синтеза алюминидов титана в печах. Кроме того, неплавящийся тугоплавкий борид титана может служить каркасом композита, что облегчит получение пористости, необходимой для имплантов. Поэтому рецептура шихты для проведения СВС состояла из двух частей: $Ti + B = TiB$, $Ti + Al = TiAl$ при соотношении частей 1:1 по массе.

После сжигания шихты в результате реакции СВС был синтезирован пористый композит. Этот композит исследовался на растровом электронном микроскопе и рентгеновском дифрактометре.

Продукт синтеза имеет структуру, типичную для высокопористых материалов и состоит из трехмерных взаимопроникающих элементов: твердой матрицы и порового пространства. Матрица имеет гладкую оплавленную поверхность, характерную для материалов, образующихся в присутствии жидкой фазы. Размер пор составляет $100 \div 200$ мкм, пористость – около 50 %. Результаты рентгенофазового анализа показали, что продукты синтеза состоят в основном из трех фаз: интерметаллидов AlTi и AlTi₃, и диборидов титана TiB₂. Также имеются примеси нитрида и оксида титана. Отличие полученного фазового состава от ожидаемого объясняется термодинамикой процесса и частичным выкипанием алюминия.

Исследование биосовместимости полученного материала были проведены на мультипотентных мезинхимальных стромальных клетках костного мозга, 2 пассажа в условиях «in vitro». Анализ показал положительные результаты прироста клеток на образце исследуемого композита. Отмечена активная миграция и пролиферация клеток на поверхности материалов, при этом визуальное количественное соотношение клеток, как в просвете пор, так и на поверхности является равноценным. Показано отсутствие токсичности нового материала к культурам мезинхимальных мультипотентных стволовых клеток и высокая степень адгезии клеточных элементов к поверхности материала.

Список литературы

1. А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учебное пособие. Под научной редакцией В.Н. Анциферова. М.: Машиностроение–1, 2007.– 471 с.

МОДЕРНИЗАЦИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМОВЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛЯХ ТРЕНИЯ ЗА СЧЕТ СОЗДАНИЯ ГРАДИЕНТА СТРУКТУР И ВВЕДЕНИЯ НАНОАЛМАЗОВ

Дурницын К.С.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия,
yustas_aleksu@mail.ru*

Хромовые гальванические покрытия наносятся с целью защиты трущихся деталей машин от износа и коррозии. Основным электролитом для осаждения хрома содержит два компонента: CrO_4 и H_2SO_4 . Твердость покрытий определяется режимом электролиза. При увеличении температуры электролиза твердость снижается, при увеличении плотности тока максимум микротвердости наблюдается при плотности, близкой к 60 А/дм^2 . Наиболее износостойкие покрытия, как правило, наносят при режимах электролиза, обеспечивающих получение покрытий на границе областей осаждения блестящих и молочных покрытий. Однако во многих случаях установлено, что с увеличением твердости износостойкость осадков растет.

При эксплуатации деталей с хромовым гальваническим покрытием возникают задиры, сколы и отслаивание покрытия, что не обеспечивает необходимой долговечности детали и зачастую ведет к разрушению узла. Это происходит по причине несовершенства технологического процесса на производстве. Учитывая статистику отказов деталей, можно сделать вывод, что существующая технология не обеспечивает необходимую адгезию и прочностные характеристики покрытия.

Для решения этой проблемы в настоящей работе проводились исследования по определению влияния введения нанодiamondов в электролит на твердость покрытия. Также рассматривается возможность создания градиента структуры покрытия с уменьшением твердости от границы «основа-покрытие» к поверхности покрытия. Создание градиента структуры покрытия необходимо для обеспечения постепенного стирания покрытия в процессе эксплуатации, исключая скалывание и отслаивание.

Создание градиента свойств возможно двумя способами:

1. Увеличение температуры электролита во время нанесения покрытия (в режиме постоянного тока). Таким образом, на границе «основа-покрытие» образуется «блестящий» хром с более высокой твердостью, а на поверхности «молочный» - с меньшей твердостью.
2. Изменение характеристик тока в процессе нанесения покрытия (в режиме переменного тока). Предположительно, применение переменного тока также может способствовать снижению дефектов покрытия, являющихся концентраторами напряжений.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НЕМАГНИТНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО ПОДШИПНИКОВОГО СПЛАВА 40ХНЮ-ВИ

Казарин С. И.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
Kazarinsi88@gmail.com

Основным материалом для изготовления деталей приборных немагнитных подшипников служит сплав аустенитного класса 40ХНЮ-ВИ (ЭП793-ВИ). Немагнитные подшипники нашли применение в различных датчиках вибрации, опорах, специальных электромоторах, приборах для измерения магнитных полей и других изделиях. Немагнитные подшипники эксплуатируются в диапазоне температур от минус 160 до плюс 150⁰С.

Микроструктура сплава – это никелевый аустенит γ -фаза, α -Cr и γ' -фаза – три основные фазы. Твердый раствор Ni + Cr + Al – это γ -фаза, имеющая ГЦК решетку с $a = 3,573\text{--}3,604\text{\AA}$. Твердый раствор на основе Cr – это α -Cr-фаза, имеющая ОЦК решетку с $a = 2,883\text{--}2,884\text{\AA}$. Химическое интерметаллидное соединение Ni₃Al – это γ' -фаза, имеющая ГЦК решетку с $a = 3,569\text{--}3,572\text{\AA}$, зависящем от времени и температуры старения и от состояния параметров γ -фазы. В состоянии поставки микроструктура состоит из γ -фазы — матрицы с вкраплением в нее по всему объему α -Cr-фазы.

Термообработка деталей из этого сплава заключается в закалке в электропечи при температуре $t = 1150\pm 10^0\text{C}$ и выдержке ≥ 20 мин с последующим охлаждением на воздухе. Закалка фиксирует пересыщенный твердый раствор и снижает твердость до требуемых значений (28 HRC). Затем следует дисперсионное твердение в электропечи при температуре $t = 550\pm 10^0\text{C}$ с выдержкой от 5 до 30 часов, охлаждение на воздухе. Дисперсионным твердением достигается требуемая микроструктура и твердость HRC > 57. Окончательной операцией термообработки является отпуск при температуре $t = 400\pm 10^0\text{C}$ с выдержкой 1 час.

Довольно часто после дисперсионного твердения в микроструктуре имеются белые пятна – участки неупрочненного твердого раствора с твердостью менее 57 HRC, что является недопустимым. Причиной этого может быть неудовлетворительное качество исходного сырья, или нарушение режимов термообработки.

При варьировании температуры дисперсионного твердения от 550 до 600⁰С и увеличении времени выдержки до 30 часов удалось достичь удовлетворительных результатов, но были плавки, в которых сохранялась неоднородность в микроструктуре и твердости. При анализе исходного состояния металла данной плавки было выявлено, что твердость в пределах одного прутка изменяется от 18 до 35 HRC и имеются обедненные участки, которые при последующем дисперсионном твердении не упрочняются до требуемой твердости.

Таким образом, можно сделать вывод, что одной из причин неоднородности в структуре и твердости в изделиях из сплава 40ХНЮ-ВИ является неоднородность исходного металла. Оптимальными режимами термообработки, выравнивающими структуру и твердость сплава, являются закалка в интервале температур 1100–1180⁰С и дисперсионное твердение при температуре 550–600⁰С с выдержкой 5–30 часов.

ФОРМИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛЕ-АЛЮМИНИЕВОГО ПЕРЕХОДНИКА

Трякина Н.Ю., Галяутдинова И.Р.

Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ОГУ, Орск, Россия
nadiamtm@yandex.ru

Вследствие значительного различия теплофизических свойств нержавеющей стали и алюминиевого деформируемого сплава АМцС переходник получают теплопрессовой сваркой, заключающейся в одновременном воздействии на заготовки давления и нагрева до 300°C. Ручная аргодуговая сварка осуществляется для эстетики шва и получения более прочного сварного соединения, т.к. переходник в процессе работы испытывает внутреннее давление среды. При впрессовке стальной заготовки в алюминиевую сплав подвергся локальному нагреву вследствие чего в зоне соединения со стороны сплава АМцС произошел частичный распад твердого раствора с выделением вторичных кристаллов $MnAl_6$, равномерно распределенных в теле зерна.

С помощью растровой электронной микроскопии был проведен локальный спектральный анализ зоны контакта металла заготовок, который позволил выявить появление интерметаллидной прослойки толщиной 4,5 мм переменного состава (рис. 1). Концентрация алюминия в прослойке составила 8,2 – 8,4 % (масс.), кроме того, были обнаружены железо, никель и кремний. Интерметаллидная прослойка имеет две зоны, отличающиеся по толщине, строению и степени травимости: первая имеет большую концентрацию никеля и марганца, вторая – кремния.

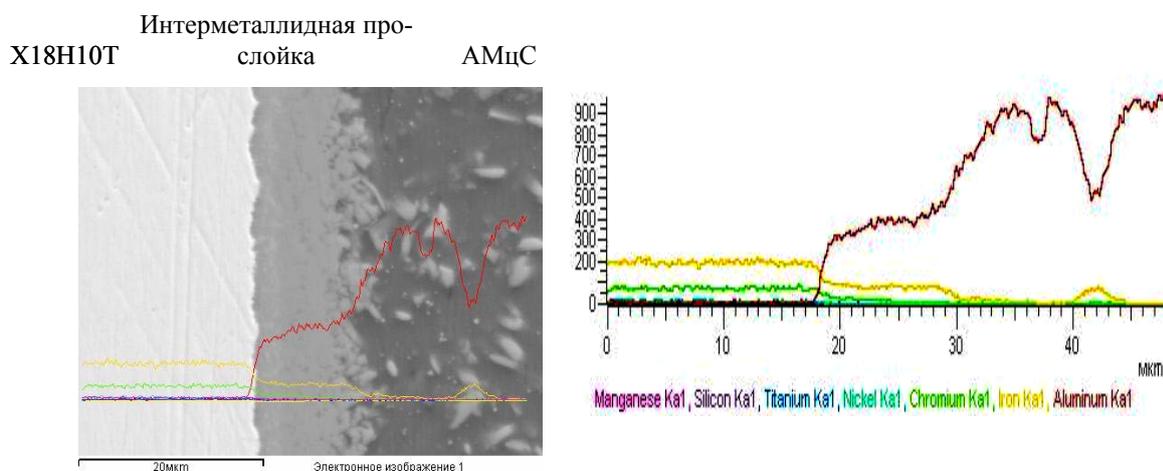


Рис. 1. Распределение химических элементов в соединении АМцС-Х18Н10Т

Увеличение времени выдержки при 300 °С до 3 часов приводит к росту толщины прослойки до 12 мм (по параболическому закону). Наличие интерметаллидной зоны толщиной более 5,0 мм приводит к охрупчиванию соединения, поэтому необходимо ограничивать пребывание металла при данной температуре до получаса. Так как при приварке переходника происходит нагрев металла до 500 °С, то проводили исследование поведения прослойки при данной температуре. Дополнительный нагрев привел к растворению интерметаллидной прослойки в зоне контакта сплавов, однако металлографическим анализом была выявлена зона повышенной травимости, появление которой по-видимому связано с обогащением этой зоны легирующими элементами. В алюминиевой заготовке произошла полная рекристаллизация структуры с исчезновением волокнистой структуры.

СОЕДИНЕНИЕ СТЕНКИ И ДНИЩА РЕЗЕРВУАРА ПРИ ПОМОЩИ ТОРОИДАЛЬНОГО ПЕРЕХОДА

Довбня Е.В., Шацкая Л.А.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет
Самарский государственный технический университет
ludmilad@rambler.ru

На рис. 1 показана расчетная схема и основная система сопряжения стенки резервуара с днищем. Расчет выполняется [1] в предположении, что балки единичной ширины, вырезанные из стенки и днища, работают как балки на упругом основании. В этой конструкции суммарные напряжения, возникающие в области уторного узла, могут превышать предел текучести материала.

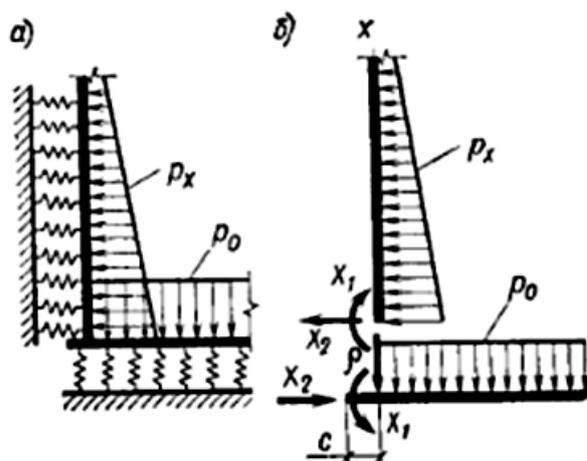


Рис. 1. Узел сопряжения стенки резервуара с днищем. *a* – расчетная схема, *б* – основная система сопряжения (x_1 – изгибающий момент, x_2 – поперечная сила)

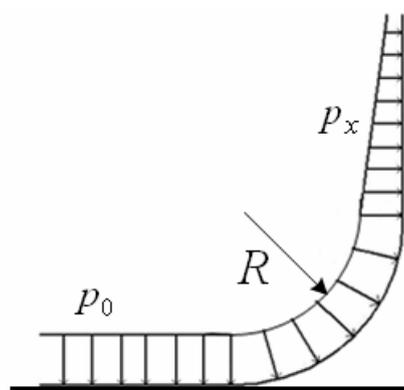


Рис. 2. Торoidalное соединение стенки резервуара с днищем

Уменьшения изгибающих моментов можно добиться различными способами [3], например, изменяя схему передачи нагрузки на сооружение. В ходе работы было предложено изменить конструкцию соединения стенки с днищем (рис.1) и заменить уторный узел на кольцо изогнутой формы (рис.2), что позволит исключить сварное соединение стенка-днище.

При данном типе соединения стенки с днищем, нагрузка, и следовательно момент сил, оказываются распределенными по области тороидального перехода. В этом случае возможна корректировка параметров и характеристик конструкции приводящая к ее облегчению и уменьшению экономических затрат.

1. Беленя Е.И. Металлические конструкции. М.: Стройиздат, 1986, 560 с.
2. Н. П. Абовский, А. В. Максимов, Н. И. Марчук и др. Управляемые конструкции и системы /конспект лекций / Красноярск : ИПК СФУ, 2009, 514 с.
3. Кондрашова О.Г., Назарова М.Н. Причинно-следственный анализ аварий вертикальных стальных резервуаров. // Нефтегазовое дело, 2004, <http://www.ogbus.ru>
4. ГОСТ Р 52857.2-2007 Нормы и методы расчета на прочность

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОГЛОЩАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ПОДВИЖНОГО ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННОГО КОНТАКТА ПРИ ВВЕДЕНИИ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шигин С.В.

ФГБОУ ВПО СамГТУ, г. Самара, Россия,
pnms3@mail.ru

Тяжелонагруженный контакт характерен для упорных подшипников буровых долот. Шарошечные долота, имея диаметр 46...508 мм, работают при осевых нагрузках 2...40 кН, при частоте вращения 0,7...20 с⁻¹, в абразивосодержащей среде, при значительной динамичности приложения нагрузки. Коэффициент динамичности для шарошечных долот составляет 1.3...1.5, всестороннее гидростатическое давление в контакте достигает 6000...8000 мПа и более, крутящий момент – 2500 Нм.

Известные технические решения, применяемые ведущими производителями долот включают применение в стыке промежуточной шайбы, высокоэффективных смазок, нанесение серебряных покрытий на промежуточные шайбы и др. не решают задачу обеспечения высокой долговечности.

В докладе приведены результаты разработки промежуточного элемента упорного подшипника шарошек, выполненного из металлополимерного материала с высокой поглощающей способностью и нанесения на поверхности трения тонких слоёв кремний-органической плёнки (полиметилсилоксана), что существенно повышает общую поглощающую способность опоры и снижает динамическую нагрузку. Результаты испытаний позволили существенно повысить поглощающую способность опор, что показано в табл. 1.

Таблица 1. Результаты испытаний

№ п/п	Логарифмический декремент колебаний, $\delta = \ln(A_n/A_{n+1})$		
	Сухой стык без промежуточной шайбы	Стык со смазкой долота R866 (ОАО «Волгабурмаш»)	Разработанный вариант с металлополимерными шайбами и подслоем смазки
	0,2	0,5	1,2...1,65

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства РФ (Минобрнауки) на основании Постановления Правительства РФ № 218 от 09.04.2010.

Список литературы

1. Громаковский Д.Г., Кудюров Л.В., Шигин С.В. О механизме диссипации в ленточном амортизаторе с угловым расположением пластин //Сб. трудов международной научно-технической конференции «Актуальные проблемы надежности технологических, энергетических и транспортных машин». Т. 1, – М.: Машиностроение, 2003. С. 320...324.
2. Громаковский Д.Г., Пономарев Ю.К., Шигин С.В. и др. Патент РФ № 60160, опубл. 10.01.07. Демпфирующее устройство для надбуксового подвешивания.

СТРУКТУРНО-РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВ С КОМПЛЕКСНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ

Гувалов А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas.guvalov@akkord.az*

Регулирование реологических свойств водных дисперсий, их агрегативной устойчивости и процессов структурообразования относятся к числу наиболее актуальных проблем химии цементов. Необходимость целенаправленного влияния на свойства границы раздела фаз твердое тело-жидкость, и, как следствие, на агрегативную устойчивость и реологические свойства цементных суспензий вызывается потребностью в высококачественных материалах и изделиях различного назначения, отличающихся повышенной прочностью, износостойкостью, и долговечностью. В настоящее время в строительной индустрии получили широкое распространение модификаторы, позволяющие регулировать такие свойства суспензий, как подвижность, агрегативную и седиментационную устойчивость и целенаправленно изменять свойства готовых изделий. Однако существующий ассортимент модификаторов далеко не полностью удовлетворяет потребности индустрии. Это связано с явно недостаточным объемом производства модификаторов, нежелательными побочными эффектами некоторых из них.

Поэтому поиск новых эффективных модификаторов, а также комплексных добавок на их основе, позволяющих целенаправленно модифицировать поверхность раздела фаз и изменять реологические свойства дисперсий, является актуальной задачей.

Целью данной работы являлось исследование влияния состава и строения новых соединений на основе полиарилсульфонсульфонатных олигомеров и комплексных добавок на их основе на агрегативную устойчивость и реологические свойства цементных суспензий, обоснование оптимальной структуры молекул модификаторов и состава комплексных модификаторов.

Разработаны методологические основы получения эффективных модификаторов на основе полициклических ароматических углеводородов путем поликонденсации без применения формальдегида. Получена новая группа модификаторов с высоким содержанием гидрофильной группы, что изменяет характер адсорбции на границах цементных суспензий.

Установлены закономерности влияния олигомеров на агрегативную устойчивость и реологические свойства водных суспензий цементных смесей. Показано, что введение олигомеров приводит к пептизации агрегатов до первичных частиц и высвобождению иммобилизованной воды. При этом снижается до нуля значение предельного динамического напряжения сдвига, а пластическая вязкость – до минимального значения. Найдено, что повышение агрегативной устойчивости водных минеральных суспензий с модификаторами на основе олигомеров обусловлено совместным действием электростатического и адсорбционно-сольватного факторов.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ

Бахрачева Ю.С.

Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ) Волгоградский филиал, Волгоград, Россия
bakhracheva@yandex.ru

Решение важной научной проблемы повышения конструкционной прочности сталей возможно на основе существующих металлофизических теорий прочности путем разработки методологии управления структурообразованием, как совокупности логически последовательных теоретических, экспериментальных и технологических исследований, направленных на формирование в поверхностном слое сталей структуры, обеспечивающей высокий уровень характеристик конструкционной прочности. В работе методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии изучено влияние нитроцементации на перераспределение элементов внедрения и замещения в сталях 20ХГТ и 20ХН3А.

Нитроцементация с проводилась в безмуфельных агрегатах с вводом насыщающих газов в печь через инжекторы. Технологическая атмосфера состояла из эндогаза, природного газа и аммиака. Для получения фазонаклепанного аустенита при температуре нитроцементации использовалось периодическое повышение расходов аммиака, вызывающего нарушение равновесия между поверхностью стали технологической атмосферой печи. Образцы обрабатывали по семи режимам, различающимися расходами природного газа и аммиака по зонам агрегата.

Анализ спектрограмм исследуемых выделений сталей 25ХГТ и 20ХН3А показал, что выделения имеют сложный химический состав. Их можно по расположению в слое объединить в три группы. При микрорентгеноспектральном исследовании обнаружено, что выделения первой и второй групп имеют структуру кубического нитрида Fe_4N . Выделения третьего типа являются корбонитридами титана. Выделения первой группы обнаружены в обеих сталях и располагаются они на глубину до 0,15 мм, Выделения второй группы также имеются в обеих сталях, но располагаются на глубину до 0,50 мм. Выделения третьей группы наблюдаются в стали 25ХГТ на глубину до 0,5 мм.

В результате периодического нарушения равновесия происходит изменение потоков атомов из атмосферы в аустенит, изменяется их скорость в диффузионном слое, увеличивается концентрация азота, растёт растворимость азота в аустените. Это приводит к увеличению градиента концентрации азота по толщине диффузионного слоя и способствует изменению взаимодействия между азотом и углеродом, диффундирующими в аустенит одновременно. Взаимодействие потоков сопровождается изменением взаимодействия между диффундирующими атомами и элементами, находящимися в аустените и приводит к повышению плотности дефектов кристаллического строения и к выделению в аустените избыточных фаз.

В работе установлена роль механизмов диффузии, ответственных за формирование градиентных структурно – фазовых состояний в конструкционных сталях 20ХГТ и 20ХН3А при нитроцементации. Выявлены закономерности изменения параметров структуры по глубине нитроцементованного слоя.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ МОЛИБДЕН-СЕЛЕН-УГЛЕРОД

Туляков Н. Ю., Лоскутов А.И., Ошурко В.Б.

МГТУ «СТАНКИН», Москва, Россия
kolunia_kolovrat@mail.ru

Введение наночастиц в состав анифрикционных покрытий приводит к качественному изменению их физико-химических свойств.

В настоящей работе экспериментально изучались эффекты, связанные с введением наночастиц в твердосмазочные высокопрочные покрытия. Покрытия состояли из двух слоев примерно ~100 нм толщиной каждый. Первый слой состоит из алмазоподобного углерода (α -C), а второй – из антифрикционного материала – диселенида молибдена (MoSe_2). Покрытие получено методом импульсного лазерного напыления. Методом электронной микроскопии было обнаружено, что большинство частиц имеют «ядро» из чистого молибдена и поверхностный слой (до 1–10 нм) из MoSe_2 . Размеры частиц от 10 нм до 5000 нм.

На начальном этапе создания покрытия облучалась только графитовая мишень, так чтобы на стальной подложке образовался слой алмазоподобного углерода. На следующем этапе напыления облучались попеременно графитовая и молибден-селеновая мишени. Соотношение концентраций Mo и Se в итоге находилось в диапазоне от 1.7 до 2.4. Изучение трибологических характеристик покрытий производилось методом трения стального шарика о поверхность образца, при этом на шарик прикладывается дополнительная нагрузка ~ 5 Н. Стальной диск, на который нанесено исследуемое покрытие, быстро двигался так, что происходило повреждение поверхности образца с образованием лунки износа вдоль траектории проката шарика (трека). После проведения 10^4 циклов испытания эксперимент прекращался, и производилось исследование шероховатости и фрикционных характеристик образцов внутри треков износа и их сравнение со свойствами исходной поверхности.

Измерение профиля поверхности, коэффициента трения, величины латеральных сил и шероховатости поверхностей проводилось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). Все измерения проводились с помощью высоковакуумного сканирующего зондового микроскопа СОЛВЕР HV-MFM фирмы НТ-МДТ. С помощью этой методики определялся не только рельеф, но и величины латеральных сил и сил адгезии. При контакте кантелевера с образцом происходит изгиб кантелевера не только в вертикальном направлении, но и закручивание вокруг горизонтальной оси, которое и определяет латеральные силы. Измеряя угол закручивания кантелевера с помощью специальной системы, можно определять величину латеральной силы. Расчет сил трения может производиться либо в какой-то точке поверхности, либо в некоторой области, после чего производится усреднение. Поскольку величина латеральной силы зависит от направления сканирования, а также присутствует вклад нормальной составляющей изгиба кантелевера, то делается два прохода вдоль образца, в прямом и обратном направлении, после чего полученные сканы вычитаются друг из друга.

Было установлено, что алмазоподобное покрытие обладает относительно малой шероховатостью 2.1 нм (даже меньше, чем сталь 3.9). Добавление алмазоподобного углерода в покрытие из MoSe_2 сглаживает поверхность.

О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА ДИСЛОКАЦИОННОГО СЕГМЕНТА

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия
vmfmm@mail.ru

В представлении стоячих волн записаны выражения для смещения точек дислокации $\xi(z, \omega) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_n(\omega) \varphi_n(z)$ и внешней силы $f(z, \omega) = \sum_{n=1}^{\infty} F_n(\omega) \varphi_n(z)$, получено матричное уравнение $\sum_m B_{mn}(\omega) Q_n(\omega) = F_m(\omega)$, где $\hat{B}^{-1} = \hat{\alpha}$ – матрица обобщенных восприимчивостей (функций линейного отклика) дислокационных осцилляторов, z – координата вдоль линии дислокации, ω – частота. Найдено явное выражение для матричных элементов:

$$B_{mn} = (-1)^{[m/2]+[n/2]} \frac{\pi mn}{2L^2} \mu \left\{ 3b_s^2 L_{mn}^{l1} + 2\gamma (b_e^2 - 2b_s^2) L_{mn}^{l1} - \right. \\ \left. - b^2 q_t^2 L_{mn}^{l0} - \gamma b_e^2 q_l^2 L_{mn}^{l0} - \frac{4b_s^2 - b_e^2}{q_t^2} L_{mn}^{(2)} \right\},$$

где функции $L_{mn}^{\alpha k}$ выражаются через интегральную показательную функцию $\text{Ein}(z)$, μ – модуль сдвига, $q_{t,l} = \omega L / c_{t,l}$, L – длина дислокационного сегмента, ω – частота, c_t и c_l – скорости поперечного и продольного звука, \vec{b} – вектор Бюргерса дислокации, b_e и b_s – краевая и винтовая компоненты вектора Бюргерса, $\gamma = c_t^2 / c_l^2$, $L_{mn}^{(2)} = L_{mn}^{l2} - L_{mn}^{l2} + i(q_t - q_l)$.

Рассмотрена низкочастотная асимптотика матричных элементов. Для диагональных элементов получено $B_{nn} = \frac{\mu}{4\pi L} [C_{nn} - M_{nn} q_t^2 + i\Gamma_{nn} q_t^3]$, где C_{nn} – коэффициенты эффективной жесткости дислокационных осцилляторов, M_{nn} – эффективные массы дислокационных осцилляторов, Γ_{nn} – коэффициенты затухания дислокационных осцилляторов. Для недиагональных матричных элементов получено аналогичное выражение, но здесь величины C_{mn} и M_{mn} не содержат слагаемых с $\ln(k_D L e^C)$, где k_D – волновое число, определяющее радиус сферы Дебая, $C \approx 0,577$ – постоянная Эйлера. Поэтому диагональные элементы по абсолютной величине значительно превосходят недиагональные элементы.

Для устранения нефизических особенностей вблизи волновых чисел $\sim k_D$ выполнен расчет матричных элементов в рамках Пайерлсовской модели.

Проведен численный расчет элементов матрицы обобщенной восприимчивости дислокационных осцилляторов. С использованием этих результатов выполнен приближенный расчет элементов матрицы обобщенной восприимчивости дислокационного сегмента с целью определения явной структуры соответствующих выражений.

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Ушаков И.В., Сафронов И.С.*

Московский государственный горный университет, г. Москва, РФ,

ushakoviv@mail.ru

**Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, РФ*

safronovfamili@rambler.ru

В настоящее время исследования наноструктурных материалов актуальны и имеют большое прикладное значение. Несмотря на потенциально широкие возможности использования наноструктурных материалов, их практическое использование осложнено проблемами, возникающими из-за не оптимального комплекса физических и химических характеристик. Развитие технологий обработки наноструктурных материалов дает возможность улучшить качество уже существующих материалов и в перспективе получить аморфно-нанокристаллические материалы с оптимальным комплексом эксплуатационных характеристик. Одним из приоритетных направлений современного материаловедения является исследование возможностей управления структурой и свойствами тонких лент наноматериалов импульсной лазерной обработкой.

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{V}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$. Образцы переводили в нанокристаллическое состояние контролируемым отжигом в температурном интервале 530–730 °С. Лазерную обработку образцов осуществляли с использованием оптического квантового генератора ELS-01, $\lambda = 1064$ нм, $E_{\text{имп}} - 50-100$ мДж, $\tau \approx 15-20$ нс. Выбранные области образцов подвергали облучению серией импульсов. Структурное состояние материала исследовали на дифрактометре ДРОН-2. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3.

В аморфных металлических сплавах, подвергаемых печному отжигу, происходят процессы структурной релаксации и кристаллизации. Особенность лазерной обработки таких материалов заключается в возможности выборочного воздействия на нанокристаллы и аморфную матрицу. Различным температурам отжига соответствует различная степень кристаллизации и различные кристаллические фазы (выявляемые методом рентгеноструктурного анализа). По мере роста температуры отжига в образцах проходят процессы кристаллизации и рекристаллизации. Изменение микротвердости зависит как от особенностей структурного состояния материала, так и от режима лазерной обработки.

В температурном интервале 530–570 °С отмечено плавное увеличение микротвердости образцов при переходе из области обработки лазером в приграничные области. При температуре отжига 580 °С микротвердость максимальна в центре области лазерной обработки и плавно снижается к краю зоны обработки, затем начинает возрастать при удалении от зоны лазерного воздействия до значения характерного для исходного материала. В интервале температур отжига 590–670 °С отмечено плавное увеличение микротвердости при переходе от центра зоны лазерной обработки к исходному материалу. При температуре отжига 680 °С отмечено резкое увеличение микротвердости рядом с краем области лазерной обработки. В интервале температур отжига 690–700 °С установлено резкое изменение микротвердости в центре и на краю зоны лазерной обработки, где микротвердость достигает максимальных значений. При этом между краем и центром данной зоны микротвердость имеет минимальное значение. В температурном интервале 715–720 °С отмечено плавное увеличение микротвердости при переходе из области обработки лазером в приграничные области.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ В ТОНКОЙ ПЛЕНКЕ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Ушаков И.В., Сафронов М.С.*

Московский государственный горный университет, г. Москва, РФ,
ushakoviv@mail.ru

**Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, РФ*
safronovfamili@rambler.ru

Благодаря уникальным свойствам, аморфно-нанокристаллические металлические сплавы находят все более широкое применение в современной технике. Благодаря сверхбыстрой закалке, образуются аморфные металлические сплавы с ценными свойствами, такими как высокая твердость, пластичность, уникальные магнитные свойства. Дополнительная обработка полученных аморфных металлических сплавов приводит к получению материалов с улучшенными свойствами. Например, в результате контролируемого отжига в материале формируется аморфно-нанокристаллическая структура. Аморфно-нанокристаллический материал может иметь хорошие магнитные характеристики, но при этом он становится очень хрупким, что ограничивает его практическое использование. К настоящему времени показана возможность эффективного использования лазерного излучения для формирования механических свойств аморфно-нанокристаллического металлического сплава, в частности, для повышения пластичности. В данной работе исследовали влияние локальной лазерной обработки и исходной структуры тонких пленок аморфно-нанокристаллического металлического сплава на особенности развития разрушения.

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{B}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$. Образцы переводили в нанокристаллическое состояние контролируемым отжигом в температурном интервале 530–1030 °С, после чего локальные области обрабатывали серией лазерных импульсов. Лазерную обработку образцов осуществляли с использованием оптического квантового генератора ELS-01, $\lambda = 1064$ нм, $E_{\text{имп}} - 50-100$ мДж, $\tau \approx 15-20$ нс. Выбранные области образцов подвергали облучению серией импульсов. Трещины инициировали локальным нагружением на микротвердомере ПМТ-3. Структурное состояние материала исследовали на дифрактометре ДРОН-2.

Для образцов, отожженных в температурном интервале 530–700 °С, установлена повышенная вероятность возникновения трещин на границе зоны облучения при микроиндентировании. Экспериментально установлено, что для всех режимов лазерной обработки и исходных структур материала граница области облучения является барьером для растущей трещины. В ходе индентирования области сформированной длительным облучением (10 с. и более при частоте следования импульсов 20 Гц) вокруг области нагружения формируются линии сброса, что свидетельствует о высокой пластичности материала. Облучение короткой серией импульсов, напротив, подавляет формирование линий сброса. Воздействие различных режимов обработки вызывает разные изменения механических свойств, и различный отклик материала на надавливание индентором. Единичные импульсы вызывают изменения механических характеристик, обусловленные удалением поверхностного дефектного слоя, воздействием ударной волны, высокими скоростями нагрева и охлаждения. При облучении серией лазерных импульсов реализуется другой режим обработки материала. Область облучения успевает прогреться, при этом реализуется режим обработки во многом схожий с печным отжигом.

РАЗРАБОТКА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СВС-ПРЕССОВАННЫХ КАТОДОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti–B ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Алтухов С.И., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Лавро В.Н., Федотов А.Ф.

*Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,
altuhov_serg@mail.ru*

Современная машиностроительная промышленность уделяет особое внимание повышению надежности и производительности металлорежущего инструмента. В этой связи разработка новых износостойких покрытий, обладающих высокими физико-механическими характеристиками, является актуальной задачей.

В настоящей работе решалась задача по разработке многокомпонентных СВС-прессованных мишеней на основе системы Ti–B, использование которых позволит получить покрытия со значительно более высокими служебными свойствами по сравнению с традиционным покрытием TiN.

Разработана технологическая схема и устройство для изготовления в одну стадию методом СВС-прессования многокомпонентных катодов электродуговых испарителей. Создана конструкция многослойного СВС-катада, который состоит из металлического основания, имеющего форму водоохлаждаемой донной части штатного катада, испаряемого рабочего слоя из продуктов СВС и промежуточного слоя СВС-припоя, обеспечивающего соединение рабочего слоя с основанием катада. Качественные катоды с бездефектными рабочими слоями и хорошей пайкой с металлическим основанием получены для состава рабочего слоя на Ti–B–Al и Ti–B–Al–Si.

Полученные СВС-катоды были использованы для нанесения покрытия на подложке из быстрорежущей стали Р6М5 в атмосфере азота с применением модернизированной вакуумно-дуговой установки «Юнион». Твердость полученных покрытий, полученных с использованием СВС-прессованных катодов на основе системы Ti–B, ниже твердости покрытия TiN и находится в пределах 9–23 ГПа. Для покрытия из катада состава 40%TiB + 40%Ti₅Si₃ + 20%Ti износостойкость в 2,5 раза выше, чем для покрытия TiN.

Необходимо отметить, что присутствие химического элемента бора в составе катодов существенно изменяет работу плазменного испарителя. Реализация ионной очистки ионами металлической плазмы невозможна даже при увеличении тока дуги испарителя до 180 А. В этой связи, для очистки образцов использовалась вакуумная очистка и активация поверхности потоком ускоренной низкотемпературной газовой плазмы. Так как очистка ионами металлической плазмы не проводилась, конденсация покрытий осуществлялась при температуре 150–200 °С, что определило структуру и физико-механические свойства получаемых покрытий, в частности, низкие значения адгезии покрытия и подложки, что подтверждается полным отсутствием покрытия на дорожке трения практически на всех образцах.

Планируется проведение дальнейших исследований по получению покрытий из СВС-прессованных катодов на основе систем Ti–B–Al и Ti–B–Al–Si на установке ННВ 6.6-И1.

1. Исследование процесса СВС-прессования многокомпонентных катодов на основе системы Ti–B для нанесения вакуумно-дуговых покрытий / Амосов А.П., С.И. Алтухов, А.А. Ермошкин, В.Н. Лавро, К.С. Сметанин, А.Ф. Федотов, Е.И. Латухин, А.Ф. Федотов // Известия Самарского научного центра РАН. - 2011.-т.13, №4.-С. 77-83.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ОЛОВЯННЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА МЕТИЗАХ

Кретов С. С.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия,
kretova-samara@rambler.ru*

Оловянные гальванические покрытия хорошо защищают от коррозии детали из углеродистой стали не только в обычной атмосферной среде, но и в среде морской воды (в отличие, к примеру, от покрытий цинком, медью или свинцом). Серебряные или кадмиевые покрытия также обладают этим свойством, но они значительно дороже (не говоря о том, что соли кадмия очень ядовиты). Электролитическое нанесение оловянных покрытий – лужение - производят как в кислых (SnSO_4 , H_2SO_4 , $\text{C}_6\text{H}_5\text{OH}$), так и в щелочных электролитах ($\text{Na}_2[\text{Sn}(\text{OH})_6]$, NaOH). В кислых электролитах олово находится в виде Sn^{2+} , в щелочных – в виде Sn^{4+} . Рассеивающая способность щелочных электролитов гораздо выше, в них можно проводить осаждение на рельефные поверхности, структура полученных осадков более мелкозернистая, нежели в кислых электролитах. Поэтому детали со сложным рельефом, которыми являются метизы, необходимо лудить в щелочном электролите. Сейчас по применяемой технологии состав и параметры основной ванны лужения: анод – Sn; электролит – основные компоненты $\text{Na}_2[\text{Sn}(\text{OH})_6]$, NaOH ; температура – 60–70 С; плотность тока – 1–1,5А/дм².

Но при лужении в этом станнатном электролите возникают следующие проблемы с качеством оловянного гальванического покрытия:

- слабая адгезия (несмотря, в принципе, на хорошую сцепляемость Sn);
- питтинг на покрытии;
- темное губчатое покрытие на краях изделий;
- темное и губчатое покрытие на всей поверхности изделий.

Кроме этого, при длительном хранении оловянированных деталей отмечаются многочисленные случаи самопроизвольного роста нитевидных кристаллов перпендикулярно поверхности. Длина нитевидных кристаллов, называемых «усами» или «вискерами», достигает 4–5мм при толщине 0,5–2 мкм, а иногда и более.

Для решения указанных проблем в настоящей работе проводились исследования по улучшению качества оловянных покрытий на метизах из углеродистой стали 38ХА.

Для этого проводилось лужение с другим химическим составом электролита, другой его температурой, при изменении плотности тока. Кроме того, электролитический процесс переводился с постоянного на переменный ток. В каждом случае проводилось исследование структуры полученного покрытия и определение влияния новых параметров процесса на его качество. Определялись параметры, позволяющие улучшить адгезию, понизить пористость, повысить твердость оловянного покрытия.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Сафаров И.М., Корзников А.В.

* - *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия*
ilfat@anrb.ru

Нанокристаллические (НК) и субмикрокристаллические (СМК) материалы обладают уникальным комплексом физико-механических свойств. Это обусловлено тем, что в этих материалах доля поверхностных (зернограничных) атомов составляет десятки процентов, что оказывает влияние как на решеточную, так и электронную подсистемы. Однако природа проявления в этих материалах уникальных свойств до сих пор еще до конца не изучена, несмотря на значительное количество работ, посвященных исследованию НК материалов. В частности, до сих пор остается недостаточно изученным влияние неравновесного структурного состояния на механические свойства СМК и НК материалов

В работе рассмотрено влияние неравновесного состояния СМК структуры, полученной методом интенсивной теплой деформации на прочность и хладостойкость малолегированных низкоуглеродистых сталях 12ГБА и 05ХМНФ.

Проведена детальная аттестация структуры субмикрокристаллической малолегированных низкоуглеродистых сталей после интенсивной пластической деформации и последующих отжигов. Показано, что после деформации полученные стали с субмикрокристаллической структурой находились в неравновесном состоянии. Средний размер структурных элементов зерен в стали 12ГБА составлял 0,3 мкм, в стали 05ХМНФ – 0,4 мкм.

Установлено, что в неравновесном субмикрокристаллическом состоянии низкоуглеродистые малолегированные стали проявляют особо высокие прочностные свойства, достигающие 900-1000 МПа, что превышает свойства крупнозернистого состояния этих сталей в 2-3 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Полученное высокопрочное состояние отличается более высокой ударной вязкостью в интервале температур испытания от комнатной до -80°C по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием.

Определены температурные диапазоны стабильности полученных структур и исследованы механические свойства сталей после отжигов. Показано, что после отжига деформированного состояния происходит снижение предела текучести сталей на 10-15%, но пластичность при этом увеличивается в два раза. Проведение дополнительного отжига также способствует повышению ударной вязкости субмикрокристаллической стали 12ГБА при отрицательных температурах и достижению более высокой доли работы распространения трещины в общей работе разрушения образца. В результате удается получить структурное состояние, которое отличается оптимальным сочетанием высокого уровня прочности и хладостойкости.

Проанализирована природа влияния неравновесного структурного состояния СМК сталей на механические свойства.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С УЧЕТОМ ТЕРМОАКТИВАЦИОННОГО ПРЕОДОЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ

Благовещенский В.В., Панин И.Г.

КГТУ, Кострома, Россия,
igpanin@list.ru

В представленных ранее моделях [1] движения дислокационных линий (ДЛ) используются дефекты двух типов, с которыми взаимодействует ДЛ: “атермические” и “термоактивационные”. Начало взаимодействия ДЛ с дефектами обоих типов происходит одинаково: дефект захватывает и удерживает ДЛ. Срыв при комнатной температуре так же производится одинаково для дефектов обоих типов: угол между смежными сегментами ДЛ в точке их пересечения должен быть меньше заданного (мощность дефекта). Дефекты второго типа при повышении температуры могут быть преодолены активационно. Термоактивационное преодоление дефектов происходит согласно принципу “минимального времени” жизни неизменной конфигурации ДЛ [2]:

$$t_{жс} = \frac{1}{\nu_0} e^{\frac{\Delta W}{kT}} \quad (1),$$

где ν_0 – предэкспоненциальный множитель, k – постоянная Больцмана, ΔW – энергия активации срыва с дефекта, представляющая из себя величину, определяемую либо из опыта, либо на основании данных молекулярной динамики, T – температура. При повышении температуры вероятность срыва дислокации со стопора увеличивается, а время активации уменьшается.

В модели алгоритм активации дефекта реализован следующим образом:

1. в блоке начальных данных задается температура и по формуле (1) вычисляется величина $t_{жс}$. Величина $t_{жс}$ может быть изменена в процессе работы программы, если будет изменяться температура T ;

2. для каждого дефекта j данного типа в момент столкновения с ним дислокации $t_{см}^j$ вычисляется случайная величина $t_{жс}^j$, определяющая время удержания ДЛ на этом дефекте, и равномерно распределенная на интервале $(t_{см}^j, t_{см}^j + t_{жс}^j]$;

3. срыв ДЛ с дефекта j данного типа происходит в момент

$t = \min(t_{жс}^j, t_2^j)$, где t_2^j – момент времени, при котором угол между смежными сегментами, опирающимися на данный дефект, будет меньше мощности этого дефекта.

4. построение нового сегмента, как и в случае “атермического” дефекта.

Реализация данного алгоритма позволяет учесть влияние температуры на процесс деформации кристаллических материалов. Коэффициенты ν_0 и ΔW из (1) для каждого конкретного случая необходимо подбирать отдельно.

1. Благовещенский В.В., Панин И.Г. Исследование упругих и пластических свойств кристаллических материалов при помощи математической модели движения дислокационной линии. ФММ, 2009, т.108, №2, с.222-224.

2. Судзуки Т., Ёсинага Х., Такеути С. Динамика дислокаций и пластичность: пер. с япон. М.: Мир, 1989.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ АЛЮМИНИЯ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ

Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В., Зетова Т. Р.

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина

Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Температура является одним из внешних факторов, который оказывает существенное влияние на характер развития релаксационных процессов при пластическом деформировании кристаллических материалов. В этой связи исследование закономерностей пластической деформации и разрушения в широком температурном интервале представляет значительный интерес.

В качестве объекта исследования использовались двумерные (однокристалльные по толщине) поликристаллы алюминия (чистота 99,97 %) с разным средним размером зерна (от 2 до 15 мкм). Образцы деформировались в условиях активного растяжения с постоянной скоростью деформации $\dot{\epsilon} \sim 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур от комнатной до 400°C. Для каждого образца регистрировалась деформационная кривая и определялись все механические характеристики. Специально разработанная оптическая методика [1] позволяет *in situ* в процессе пластического деформирования следить за возникновением и развитием структурной релаксации.

Экспериментальные результаты показывают, что с изменением температуры принципиально меняется характер и закономерность развития релаксационных процессов, что в конечном итоге приводит к изменению формы деформационной кривой и механических характеристик. С увеличением температуры деформирования деформационные кривые обнаруживают скачки напряжения, форма, амплитуда и период которых зависит от температуры. При температуре $\geq 300^\circ\text{C}$ деформация образцов происходит практически без упрочнения.

Экспериментально показано, что пластическая деформация образцов сопровождается возникновением и развитием дислокационного скольжения, а также переориентацией отдельных участков тела зерна или зерен в целом. Показано, что в процессе пластической деформации возникают и развиваются различные типы полос переориентации (одиночные, клиновидные, коллективные). Число зерен, содержащие ротационную структуру, возрастает с увеличением деформации образца и температурой испытания. С использованием вышеуказанной методики показано, что одиночные и клиновидные полосы переориентации возникают в процессе деформации практически мгновенно, а коллективные возникают непрерывно и их число растет с повышением температуры испытания. Многообразие форм релаксации напряженного состояния в процессе деформирования двумерных поликристаллов алюминия практически исключает зернограничное проскальзывание.

Характер разрушения исследованных образцов зависит от среднего размера зерна и от температуры испытания. При комнатной температуре мелкозернистые образцы ($d \leq 5 \text{ мкм}$) преимущественно разрушаются по границам зерен, а крупнозернистые ($d = 10-15 \text{ мкм}$) - транскристаллитно. С ростом температуры испытания вероятность зернограничного разрушения возрастает. При температуре испытания $T \geq 300^\circ\text{C}$ механизм разрушения всех образцов независимо от среднего размера зерна зернограничный или смешанный. Характерным является возникновение в образце нескольких (5-7) микротрещин перед разрушением.

Список литературы

1. Е.Е. Бадиян, А.Г. Тонкопряд, О.В. Шеховцов, Р.В. Шуринов, Т.Р. Зетова. Optical Technique for the In Situ Study of Orientation and Structure Changes Accompanied the Plastic

КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ГЦК - КРИСТАЛЛОВ С УЧЕТОМ ПОЛНЫХ И ЧАСТИЧНЫХ СОВПАДЕНИЙ АТОМОВ В ГРАНИЦЕ

Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В.

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина
Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Известно большое количество различных моделей структуры границ зерен. Наиболее совершенной из них является модель решетки совпадающих узлов (PCY), основной характеристикой которой является обратная плотность совпадающих узлов - Σ . Низкая энергия специальных границ традиционно объясняется высокой плотностью совпадающих узлов.

Рассматриваемая кристаллогеометрическая модель жестких границ зерен [1] учитывает не только полные, но и частичные совпадения атомов в границе. Способ моделирования сводится к построению двух идентичных схем расположения атомов решетки в определенной кристаллографической плоскости, одна из схем поворачивается вокруг оси, проходящей через общий узел перпендикулярно этой плоскости, относительно другой. Для учета частичных совпадений схема расположения атомов и размеры атомов представлены в одном и том же масштабе. В зависимости от угла разворота (угла разориентации) определяется степень совпадения атомов и регистрируется структурный элемент, представляющий собой примитивную структурную ячейку с короткопериодическим узором из частично совпадающих атомов и одним полностью совпадающим атомом в центре. Приведены результаты моделирования границы зёрен с плоскостью залегания (111) для ГЦК-структуры.

Результаты моделирования показали, что, вопреки традиционным представлениям, низкая энергия специальных границ зерен определяется не только плотностью совпадающих узлов, а в большей степени плотностью короткопериодического узора из частичных совпадений. Таким образом, низкая энергия специальных границ не всегда отвечает малым значениям Σ .

Полученные результаты нашли экспериментальное подтверждение при исследовании более двухсот специальных границ зёрен в поликристаллических двумерных образцах алюминия после длительного высокотемпературного отжига. Аттестация этих границ зёрен показала, что, например, границы зёрен с $\Sigma 19$ составляют $\approx 7\%$ от общего числа аттестованных границ зёрен, а границы зёрен с $\Sigma 13$ в спектре аттестованных границ отсутствуют.

Список литературы

1. Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. Атомная структура и энергия жестких границ зерен ГЦК-кристаллов // МФиНТ. – 2004.– Т.26, №6. – С. 809 - 819.

СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОРФОЛОГИЧЕСКОГО АНАЛИЗА В РАМКАХ КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО ПОДХОДОВ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К КРИСТАЛЛАМ МАРТЕНСИТА С ГАБИТУСАМИ $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$ ПРИ γ - α ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

Кащенко М.П., Чащина В.Г.

УГЛТУ, Екатеринбург, Россия,
mpk46@mail.ru

Для описания макроскопических морфологических признаков мартенситных кристаллов (габитус, макросдвиг, ориентационные соотношения (ОС)) еще в работе [1] был предложен кристаллогеометрический подход, содержащий в качестве основного постулат о габитусе как макроскопически инвариантной плоскости. Наиболее впечатляющим успехом этого подхода явилось предсказание необходимости двойникования кристалла и расчет соотношения β долей двойников превращения в кристаллах с габитусами $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$, наблюдавшихся впервые в [2] в сплаве Fe-22Ni-0.8C при γ - α мартенситном превращении (МП). Следует подчеркнуть, что, согласно [1], конкретному габитусу сопоставляется вполне определенное (фиксированное) значение β . Однако в экспериментах [3] было показано, что значение β варьируется не только при переходе от кристалла к кристаллу, но и в пределах одного и того же кристалла. Более того, в экспериментах [4] по индуцированию МП в сильных импульсных магнитных полях обнаружено, что среди тонкопластинчатых кристаллов мартенсита наряду с двойникованными кристаллами могут возникать кристаллы с тем же типом габитуса, но не содержащие двойников превращения. Эти эксперименты убедительно продемонстрировали, что ориентация габитуса не обусловлена формированием двойников превращения, откуда вытекает неадекватность подхода [1] применительно к интерпретации наблюдаемых особенностей МП. Напомним, что общеизвестными являются затруднения кристаллогеометрического подхода применительно к описанию морфологии кристаллов с габитусами $\{225\}_\gamma$ (впрочем, как и габитусов $\{557\}_\gamma$ пакетного мартенсита), однако применимость к описанию морфологии кристаллов тонкопластинчатого мартенсита с габитусами $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$ считалась эталонной.

Напротив, динамическая теория [5] свободна от подобных затруднений, поскольку в ней за формирование габитусной плоскости отвечает пара квазипродольных волн, несущих относительно длинноволновые деформации типа растяжение-сжатие в ортогональных направлениях. В то же время формирование основной компоненты двойниковой структуры связано с распространением относительно коротковолновых продольных волн вдоль ортогональных осей симметрии четвертого порядка. Формированию регулярной двойниковой структуры сопоставляется условие идеального согласования фаз коротковолновых и длинноволновых смещений. Однако при флуктуационном появлении возбужденной (колеблющейся) коротковолновой ячейки подобное идеальное согласования фаз является скорее исключением, чем правилом. Поэтому варьирование параметра β (как и возможность отсутствия двойникования) получают естественное объяснение.

1. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. // Journal of Metals. 1953 (november). P.1503-1515.
2. Greninger A. B., Troiano A.R. // Metals Transactions. Vol. 185. September. P. 590-598.
3. Maki T. and Wayman C.M. // Proc.1st JIM Int. Symp. On New Aspects of Martensitic Transformation. Suppl. Trans. JIM. – 1976. – Vol.17. – P.69-74.
4. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. 322с
5. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // УФН. — 2011. — Т. 181. — № 4. — С. 345 – 364.

ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИЧИНЫ РАЗЛИЧИЯ НАБЛЮДАЕМЫХ ЗНАЧЕНИЙ МАКРОСДВИГА ДЛЯ ДВУХ ТИПОВ СУБКРИСТАЛЛОВ, СОСТАВЛЯЮЩИХ МАКРОПЛАСТИНУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА

Кашенко М.П., Джемилев К.Н., Чащина В.Г.

УГЛТУ, Екатеринбург, Россия,
mpk46@mail.ru

В [1], показано, что в структуре макропластин бейнитного феррита для низкоуглеродистого исходного состава аустенита присутствуют субрейки с двумя различающимися габитусами. Один из габитусов $\{558\}_\gamma$ близок к ориентации $\{557\}_\gamma$, типичной для реечного мартенсита низкоуглеродистых сталей. Второй же габитус, согласно [2], близок к $\{0.663\ 0.649\ 0.373\}_\gamma$ или, в приближении малых целочисленных индексов, соответствует $\{774\}_\gamma$. С позиций динамической теории [3,4] формирование габитусов $\{557\}_\gamma$ и $\{558\}_\gamma$ связано с управляющим волновым процессом (УВП), в состав которого входят квазипродольные волновые пучки с волновыми нормальными вблизи ортогональных осей симметрии $\langle 110 \rangle_\gamma$ и $\langle 001 \rangle_\gamma$. Такой УВП переносит относительно длинноволновые деформации типа растяжение-сжатие и должен приводить к ориентационным соотношениям (ОС), близким к соотношениям Нишиямы (что и наблюдается), а также к компоненте макросдвига вдоль плоскости габитуса равной среднему геометрическому произведению деформаций растяжения и сжатия. Тогда, полагая деформации растяжения и сжатия приблизительно равными главным значениям тензора деформации Бейна, без учета тетрагональности мартенсита ($t = 1$) для компоненты сдвига имеем значение $\operatorname{tg} \varphi \approx (0.8 \cdot 0.13)^{0.5} \approx 0.16$. Заметим, что учет тетрагональности мартенсита понижает $\operatorname{tg} \varphi$ (например, $\operatorname{tg} \varphi \approx 0.14$ при $t = 1.045$). Согласно [2], у кристаллов с габитусами $\{774\}_\gamma$ величина макросдвига близка к 0.22, то есть заметно превышает 0.16. Если анализ проводить, полагая, что формирование всех субкристаллов мартенсита, как и бейнитного феррита, происходит из аустенита с единственной ориентацией кристаллографического базиса, то описание габитуса $\{774\}_\gamma$ требует отклонения волновых нормалей от осей $\langle 110 \rangle_\gamma$ и $\langle 001 \rangle_\gamma$ на угол, превышающий 20° . Физической причиной подобного отклонения может служить деформации сжатия в направлении нормали к габитусу $\{558\}_\gamma$ (из-за положительного объемного эффекта при γ - α превращении, идущем в обоих случаях по мартенситному механизму), наложение которой на упругое поле дислокационного центра зарождения выделяет новые ориентации волновых нормалей. Существует, однако, и другая возможность: кристаллы с габитусами $\{774\}_\gamma$ формируются в области аустенитного двойника с той же ориентацией волновых нормалей, но в кристаллографическом базисе двойника. Действительно, легко убедиться, что плоскости $\{774\}_\gamma$ соответствует плоскость $\{558\}_\gamma$ при переходе от исходного базиса к базису двойника. Тогда повышенное значение наблюдаемого в [2] макросдвига можно интерпретировать как результат частичной компенсации двойникового сдвига в аустените по плоскости $\{111\}_\gamma$ в направлении $\langle 11-2 \rangle_\gamma$, имеющего величину $\operatorname{tg} \varphi_{tw} \approx 0.35$, и макросдвига по плоскости габитуса, составляющей с $\{111\}_\gamma$ наименьший угол, в направлении, образующем тупой угол с $\langle 11-2 \rangle_\gamma$, со значением $\operatorname{tg} \varphi \approx 0.14-0.16$.

1. Bhadeshia H.K.D.N. Bainite in steels 2nd ed. /- London: The Institute of Materials, 2001.
2. Sandvik B.P.J. // Metall. Trans. A, — 1982. — Vol. 13. — P. 777-787.
3. Кашенко М.П., Чащина В.Г. // УФН. — 2011. — Т. 181. — № 4. — С. 345 – 364.
4. Кашенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α превращении в сплавах железа / – Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. – 98 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ

Колесник А.С.

Томский государственный университет, г. Томск, Россия,
Kolesnichek90@yandex.ru

Процессы пластического течения инициируются поверхностью металла. Эффективным инструментом получения информации о состоянии поверхности металла в различных условиях является микроиндентирование. Перспективным путем исследований в данном направлении является установление влияния контактной разности потенциалов на микротвердость материалов.

В качестве материала для исследований был выбран алюминий марки А85. Микротвердость измерялась стандартным способом с помощью микротвердомера ПМТ-3М. Величина нагрузки на индентор выбиралась $P = 10$ г.

На исследуемый образец при измерении воздействовали электрическим потенциалом, возникающим из-за контактной разности потенциалов при присоединении циркониевого образца с отличной от исследуемого электронной плотностью. Результаты измерения и их обработки занесены в таблицу. Используя приведенные в таблице данные, построим график (рис. 1).

Таблица 1. Изменение микротвердости при возникновении контактной разности потенциалов

№	m , г	$H_{\text{нп}}$, кг/мм ²	$\sigma_{\text{нп}}$	Q_1	ΔQ_1
1	0	14,6	0,1	0	0
2	1,3	30,4	0,6	1,1	0,04
3	2,5	34,8	0,5	1,4	0,04
4	5,8	41,1	0,6	1,8	0,05
5	12,5	36,3	0,6	1,5	0,04
6	25,0	33,6	0,3	1,3	0,03
7	37,7	35,6	0,3	1,4	0,03

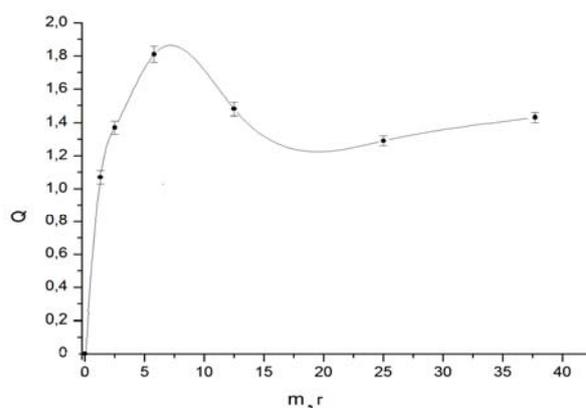


Рис.1. Зависимость относительного изменения микротвердости Al от массы подключаемых к нему пластин из Zr

Из рисунка видно, что микротвердость технического чистого алюминия при присоединении различных масс циркония сначала возрастает, достигает максимума, и только затем начинает падать.

Установленные в работе эффекты непосредственно указывают на существование связи между электронной структурой и механическими свойствами металлов и на возможность ее наблюдения с помощью простых экспериментальных методов.

1. Зуев. Л.Б., Данилов В.И., Коновалов С.В. О влиянии контактной разности потенциалов и электрического потенциала на микротвердость металлов.//Физика твердого тела. 2009. Т.51. №6.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПОЛИ-ПАРА-АРАМИДНЫХ ВОЛОКНАХ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ

Жиженков В. В., Квачадзе Н. Г.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, РФ,
v.zhizhenkov@mail.ioffe.ru

Поли-пара-арамиды — жесткоцепные полимеры, обладающие рядом уникальных свойств, в том числе механических. Их макромолекулы сохраняют высокую ориентацию, типичную для жидкокристаллических полимеров [1]. Известно, что термообработка (температурный отжиг в специальных условиях) ведёт к спонтанному упорядочению ориентированных пара-арамидных волокон [2], при этом происходит упрочнение материала [3].

В настоящей работе вопрос о перестройке структуры поли-п-арамидных волокон при термообработке обсуждается на примере волокна типа АРМОС. В работе использовали метод ЯМР широких линий [4], который позволил следить как за структурными изменениями, так и за крупномасштабным молекулярным движением при высоких температурах.

Сравнение спектров свежесформованных и термообработанных волокон при низких температурах в условиях жёсткой решётки, когда подвижность макромолекул полностью заморожена, дало возможность заключить, что до термообработки в волокне присутствовали “рыхлые” разориентированные микрообласти с плотностью менее 0,7 от плотности термообработанного волокна. Доля таких дефектных областей оценена в 10%. Термообработка ведёт к залечиванию (исчезновению) таких микрообластей. Повидимому, это одна из причин повышения модуля, прочности и резкого снижения гигроскопичности волокон.

Залечивание дефектов требует заметного массопереноса, а значит, крупномасштабного теплового («квасисегментального») движения цепей. Для изучения такого движения при высоких температурах (~ до 350°C) использовали как традиционный метод расчёта вторых моментов ЯМР спектров [4], так и опробованная на ЖК сополиэфирах методика, основанная на анализе формы спектров [5]. При высоких температурах макромолекулы остаются распрямлёнными, их конформации изменяются с высокой частотой, но в очень ограниченном пространстве – в пределах трубки диаметром около 2 нм.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (код проекта 06-03-32609).

Список литературы

1. Волохина А.В., Кудрявцев Г.И. // Сб. Жидкокристаллические полимеры / Под ред. Платэ Н.А. М.: Химия, 1988, С. 372-407.
2. Andrei A. Levchenko, Evgueni M. Antipov, Nikolai A. Plate // Macromol. Symp. 1999. V. 146, P. 145.
3. Савицкий А.В., Фролова И.Л. // Высокомогл. соед. 1988. Т. 30А, № С. 2285.
4. Э. Эндрю. Ядерный магнитный резонанс. М.: ИЛ, 1957
5. Егоров Е. А., Жиженков В. В. // Физика твёрдого тела. 2005. Т. 47, № 5, С. 914.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э110

Дульбеева О.Н.

ТГУ, Томск, Россия,
DulbeevaOlya@mail.ru

Поскольку механические свойства материалов чувствительны к состоянию тонких приповерхностных слоев, можно ожидать, что изменение плотности поверхностной энергии, вызванное электрическим потенциалом, может существенно сказаться на такой характеристике металла, как его микротвердость.

Таблица 1. Данные о характере изменения микротвердости циркония Э110 в зависимости от приложенного потенциала

$\varphi, \text{В}$	$\bar{H} \mu$	$\sigma_{\bar{H}}$
-0,7	190,2	2,4
-0,4	190,3	2,9
-0,1	180,6	1,5
0	169,4	1,4
+0,1	186,6	2,04
+0,3	188,3	2,16
+0,6	190,7	2,42

В качестве материала для исследования был выбран промышленный циркониевый сплав марки Э110.

Микротвердость сплава Э110 измерялась стандартным способом с помощью микротвердомера ПМТ-3М. На исследуемый образец при измерении воздействовали электрическим потенциалом. Значение микротвердости рассчитывалось по методу Виккерса. Полученные данные подвергались статистической обработке. Результаты измерений приведены в таблице 1.

Приведенные в таблице 1 данные представлены в графическом виде на рисунке 1.

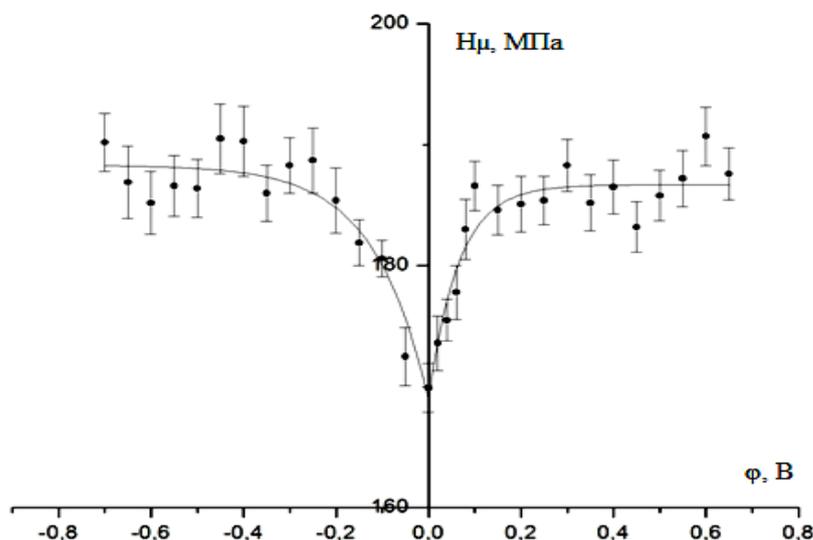


Рис. 1. График изменения микротвердости сплава Э110 в зависимости от значений приложенного к нему потенциала

Из рис. 1 видно, что независимо от знака присоединенного к исследуемому образцу потенциала, микротвердость сплава Э110 увеличивается. Эта закономерность обусловлена положительной константой Холла.

Изменения энергетического состояния поверхности определяются модулем $\Delta\phi$. Такое поведение может быть объяснено изменением поверхностной энергии за счет формирования двойного электрического слоя на поверхности.

1. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Коновалов С.В., Филипьев Р.А., Семухин Б.С. О влиянии электрического потенциала на сопротивление микроиндентированию поверхности металлов.// Поверхность. 2010. №2. С. 85 – 89.

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА ТЕПЛОВЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ СУПЕРИНВАРОВ

Жилин А.С., Токарев В.В., Грачев С.В.

*ФГАОУ ВПО “Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина”,
Екатеринбург, РФ*

Исследованы суперинварные сплавы с различной базой легирования, дополнительно содержащие углерод в количестве от 0,35 до 1,67%. Введение углерода вызвано необходимостью улучшения литейных свойств в железо-никель и железо-никель-кобальтовых сплавах с последующим проведением высокотемпературных отжигов с целью вывода углерода из твердого раствора. Показано, что углерод по-разному влияет на температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР): в наибольшей степени повышение ТКЛР происходит в том случае, когда углерод находится в твердом растворе и в меньшей степени увеличение ТКЛР происходит в случае, когда углерод находится в карбидах или в виде графита. Учитывая кристаллическое происхождение исследованных сплавов, было уделено внимание влиянию дендритной ликвации на значения ТКЛР. В результате выполненной работы показано, что в процессе отжига происходит интенсивное выделение углерода из твердого раствора и перевод его в графит, при этом значения ТКЛР снижаются в разной степени, но в основном в 1,5–3 раза. Морфология и распределение графита в литейных железо-никель-кобальтовых углеродистых сплавах различна в зависимости от того, в каком температурном интервале выделяется графит. Наиболее крупные выделения графита имеют кристаллизационное происхождение, а графит, выделяющийся при более низких температурах, в основном располагается в междендритных пространствах и более дисперсен. Форма графитных выделений в основном шаровидная, однако в некоторых случаях выделения графита образуют кольца, которые предполагается трактовать, как выделение по возможным новым зернам твердого раствора.

Выделение графита существенно влияет на ТКЛР и механические свойства, причем увеличение содержания графита в сплаве способствует повышению твердости в интервале 250-300 HV, что соответствует твердости углеродистого железо-никелевого твердого раствора.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Литовченко И. Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Найден Е.П.², Корзников А.В.³

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

litovchenko@spti.tsu.ru

Известно, что в процессе пластической деформации метастабильных аустенитных сталей реализуются прямые $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ деформационные мартенситные превращения, которые могут быть использованы для эффективного измельчения зерна при формировании субмикро и нанокристаллических структурных состояний методами интенсивной пластической деформации. Однако закономерности и механизмы формирования указанных структурных состояний в условиях больших пластических деформаций сталей с метастабильным аустенитом мало изучены.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы структурно-фазовые превращения в метастабильной аустенитной стали (Fe–18Cr–8Ni–Ti) после больших пластических деформаций кручением под давлением с разными скоростями от 200 град/мин до 915 град/мин.

Показано, что пластическая деформация приводит к формированию α' и ε мартенситных фаз. Объемное содержание ε – мартенсита не превышает 2%. При увеличении скорости деформации ε – мартенсит не наблюдается. Объемное содержание α' – мартенсита при малой скорости деформации монотонно возрастает и достигает более 80%. С увеличением скорости деформации наблюдается немонотонная зависимость объемного содержания α' – мартенсита от степени деформации. Объемная доля мартенсита возрастает с начальных степеней деформации, затем снижается, с последующим ростом. Такой характер зависимости предполагает реализацию не только прямых $\gamma \rightarrow \alpha'$, но и обратных $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений в изученных условиях деформации.

В процессе пластической деформации в исходно аустенитной структуре формируется структурное состояние с высокой плотностью микродвойников, в которых зарождаются и растут пластины α' – мартенсита. С увеличением степени деформации формируется структура пакетного мартенсита, в которой развивается интенсивная фрагментация. Дефектная структура после больших степеней деформации представлена преимущественно полосовыми фрагментированными структурами наноразмерного масштаба, состоящими из фрагментов α' – мартенсита и аустенита. Предполагается, что в условиях деформации под давлением высокодефектного мартенсита в нем реализуются условия, выгодные для обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситного превращения. Наблюдаемые области динамической рекристаллизации аустенита могут служить местами зарождения новых кристаллов мартенсита.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы формирования наноструктурных состояний в метастабильной аустенитной стали. Рассматривается участие прямых $\gamma \rightarrow \alpha$ и обратных $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений в процессе больших пластических деформаций. Обсуждается влияние скорости деформации, температуры и давления на реализацию указанных превращений.

ПРОЦЕСС ОБРАЗОВАНИЯ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Ибатуллин И.Д., Паклев В.Р.

Самарский государственный технический университет, Самара, РФ
shaber_@mail.ru

Одним из основных показателей работоспособности забойных телеметрических систем является сопротивление не менее 1 МОм между диэлектрически разомкнутыми частями электрического разделителя. По достижению минимального предела сопротивления, разделитель направляется в ремонт. Технологический процесс ремонта разделителей сравним по трудоемкости с изготовлением нового изделия, поэтому рациональным подходом было совершенствование технологии и материалов, используемых для изготовления разделителей, что в совокупности позволит увеличить эксплуатационное время телеметрических систем, уменьшить трудозатраты на их изготовление и ремонт.

Наиболее проблемной частью в конструкции диэлектрического разделителя является ниппель, покрытый стеклопластиком, на котором формируется коническая резьба для соединения с муфтой.

Для повышения прочности поверхности резьбы предложено наносить на обработанную стеклопластиком ниппельную часть металлическое железоникелевое покрытие детонационным способом, в результате которого на поверхности резьбы формируется износостойкий слой толщиной до 150 мкм (рис.1).

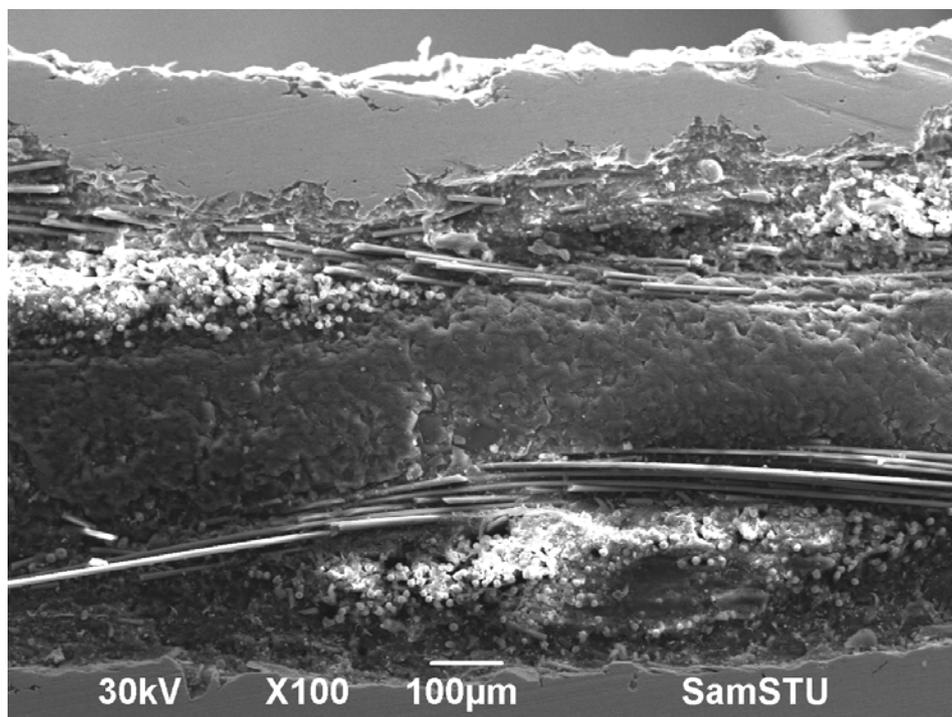


Рис. 1. Слой железоникелевого сплава, формируемый детонационным методом на поверхности стеклопластика

Установлено, что при детонационном напылении металлического порошка на эпоксидные полимеры без наполнителей (смола ЭД20 с отвердителем ПЭПА) формируются два процесса. Первый процесс связан с диспергированием и имплантацией в полимер «быстрых» частиц. Второй процесс связан с эрозией поверхности полимера

при его взаимодействии с потоком «медленных» частиц, твердость которых значительно превышает твердость полимера. В случае использования в эпоксидном полимере в качестве наполнителя стеклоткани, последняя играет роль барьера для проникающих в полимер имплантированных частиц, а также для эрозионного процесса. Поэтому на поверхности стеклоткани начинает формироваться металлический слой.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ КАК ОТКЛИК МЕТАЛЛА НА ДИСТОРСИЮ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ НЕМОНОТОННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Утяшев Ф.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа.
ufz1947@mail.ru

Известно, что при больших холодных и интенсивных пластических деформациях (ИПД) в металлах накапливаются дефекты, приводящие к значительной дисторсии – искажению кристаллической решетки. В данной работе показано, что возникающее вследствие дисторсии наноструктурирование – формирование множества мелких областей разориентации в кристаллической решетке, – это неизбежная реакция металла, направленная на сохранение своей сплошности или другими словами – структурный отклик материала, обеспечивающий условия совместности пластической деформации. Важная роль в этом процессе принадлежит поворотным (ротационным) модам деформации. Активное использование поворотов путем изменения направления сдвига в методах ИПД приводит к формированию в металлах нанозеренной структуры, а после большой монотонной деформации, где повороты исполняют роль аккомодационного механизма деформации, получается наносубзеренная структура.

Поворотные моды не вносят вклад в формоизменяющую деформацию, однако они влияют на структурообразование и по этой причине, как показано в данной работе, их следует учитывать.

Размеры образующихся при ИПД нанообластей зависят от кривизны-кручения кристаллической решетки, характеризуемой тензорной плотностью дислокаций. Обоснование предложенного ранее автором подхода для оценки размеров нанообластей по значению накопленной тензорной плотности дислокаций, также явилось предметом рассмотрения данной публикации.

ДВИЖЕНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

Босин М.Е., Русскин В.М.

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

Монокристаллические образцы цинка чистотой 99,98% имели форму прямоугольных призм $5 \times 5 \times 12 \text{ мм}^3$. Исходная плотность базисных дислокаций не превышала 10^5 см^{-2} . Плотность пирамидальных дислокаций изменялась в интервале $10^3 \div 10^7 \text{ см}^{-2}$. Ось образца была перпендикулярна плоскости (0001). К торцевой грани образца предварительно приклеивали полусферический пирексовый наконечник, предохраняющий образец от сминания. С помощью установки, основанной на принципе действия подводного ружья, образец выстреливался в массивную стальную наковальню. Расчет величины направления и длительности импульса при соударении проводился по формулам теории упругости. Длительность импульса не превышала 10^{-5} с . Сдвиговое напряжение в плоскости двойникования колебалось около 40 МПа. Дислокационная структура, сформированная при деформировании, исследовалась методом избирательного химического травления. На рис.1 приведены зависимости скорости расширения двойниковой прослойки от числа циклов ударного нагружения. Зависимость (1) соответствует плотности пирамидальных дислокаций 10^3 см^{-2} , (2) – 10^7 см^{-2} . Видно, что при одинаковом уровне деформирующего напряжения увеличение плотности пирамидального леса приводит к существенному уменьшению скорости двойникования. При этом зависимость $V(n)$ во всех случаях линейна. Анализ полученных результатов показывает, что наблюдаемое уменьшение скорости двойникования нельзя объяснить увеличением степени некогерентности двойниковых границ, т.е. взаимодействием двойникующих дислокаций, возрастающим с увеличением их плотности от 10^4 до $5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$. Немаловажную роль здесь, по-видимому, играет взаимодействие двойникующих и пирамидальных дислокаций:

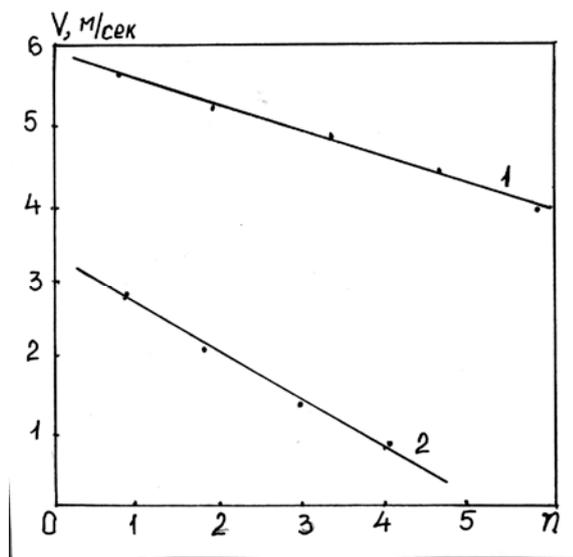
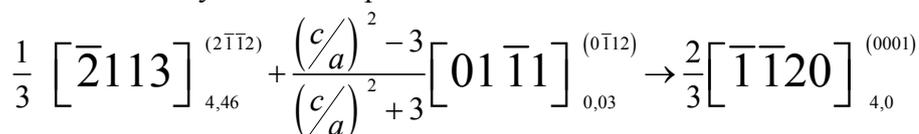


Рис. 1

Зависимость скорости расширения двойниковой прослойки от числа циклов ударного нагружения. Зависимость (1) соответствует плотности пирамидальных дислокаций 10^3 см^{-2} , (2) – 10^7 см^{-2} . Видно, что при одинаковом уровне деформирующего напряжения увеличение плотности пирамидального леса приводит к существенному уменьшению скорости двойникования. При этом зависимость $V(n)$ во всех случаях линейна. Анализ полученных результатов показывает, что наблюдаемое уменьшение скорости двойникования нельзя объяснить увеличением степени некогерентности двойниковых границ, т.е. взаимодействием двойникующих дислокаций, возрастающим с увеличением их плотности от 10^4 до $5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$. Немаловажную роль здесь, по-видимому, играет взаимодействие двойникующих и пирамидальных дислокаций:



Эта реакция реализуется на линии пересечения плоскости двойникования и плоскости пирамиды, где образуются скопления базисных дислокаций, приводящих к образованию больших нормальных напряжений между плоскостями (0001) и разрушению по этим плоскостям. Можно полагать, что состояние двойниковых границ и их роль в хрупком разрушении цинка полностью определяется условиями развития двойников и эволюцией дислокационной структуры кристаллов в областях границ раздела.

ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Закопец О.И., Муратов В.С., Хамин О.Н.

ФГБОУ ВПО СамГТУ, г. Самара, Россия

Высококачественные декоративные покрытия различной цветовой гаммы на литейных алюминиевых сплавах можно получить методом нанесения ионно-плазменных покрытий. Другие варианты не позволяют получить стойкие к воздействию внешней среды покрытия.

Особенности структуры отливок из алюминиевых сплавов, полученных с различными режимами охлаждения после кристаллизации, формируют существенные отличия в закономерностях структурообразования при дальнейшей термической обработке, что определяет и качество наносимых ионно-плазменных покрытий.

При нанесении ионно-плазменных покрытий поверхность изделия должна иметь определенный химический состав, состояние и структуру. Факторы состояния и структуры - это чистота и однородность поверхности, фазовый состав и микроструктура сплава. К основным параметрам качества ионно-плазменных покрытий на алюминиевых сплавах относятся их толщина, пористость, шероховатость, микротвердость, адгезионная прочность, стойкость при окислении и абразивном износе.

В настоящей работе анализировалось состояние и свойства поверхности отливок из сплавов систем Al-Si (AK12); Al-Si-Cu (AK5M2, AK9M2); Al-Cu (AM6), полученных методом литья под давлением. После галтовки отливок по одинаковым режимам шероховатость поверхности составила соответственно 0,75; 0,65; 0,7 и 0,6 мкм для указанных выше марок. У сплавов первых двух систем на поверхности наблюдались зоны с более темными зонами, чем основная поверхность. Затем отливки полировали до шероховатости $Ra=0,06$ мкм. Ионно-плазменное покрытие TiN наносили на вакуумной установке ННВ 6,6-И1 по одинаковым режимам обработки. Параметры качества покрытия: толщина – 1,5 мкм; пористость соответственно – 6, 4, 5 и 2 пор на кв. мм. при одинаковом уровне адгезии. На отливках из сплавов первых двух систем цвет покрытия оказался неоднородным: темные участки имели более матовую поверхность, чем светлые. Более заметно это наблюдалось для сплавов AK12 и AK9M2. Отмеченное существенно ухудшает товарный вид изделия с покрытием. На отливках из сплава AM6 цвет покрытия был однородным по всей поверхности. Пористость и неоднородность цвета покрытия связана с наличием в структуре поверхности этих сплавов зон эвтектики (α -фаза + Si) и это выявляется тем интенсивнее, чем большее содержание кремния в сплаве.

Установлено, что для получения отливок из сплавов алюминия с последующим нанесением на них декоративных ионно-плазменных покрытий целесообразно использовать сплавы системы Al-Cu.

В сплавах системы Al-Si-Cu качество ионно-плазменного покрытия TiN определяется однородностью микроструктуры. В этой связи увеличение времени выдержки при температуре закалки способствует повышению равномерности распределения упрочняющих фаз, а ускоренное охлаждение после кристаллизации – измельчению и повышению однородности распределения кремнийсодержащей эвтектики.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ПРЕССОВАННОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ ЛАТУНИ ЛМцАЖН НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКЕ

Пугачева Н.Б.¹, Лебедь А.В.², Овчинников А.С.²,

¹ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

nat@imach.uran.ru

²ОАО «Ревдинский завод по обработке цветных металлов», г. Ревда, Россия

Annalebed5@rambler.ru

В настоящее время, во многих отраслях промышленности, в частности, в автомобилестроении, судостроении, машиностроении широко применяются латуни специального назначения. Эти сплавы помимо меди и цинка могут содержать в своем составе такие элементы как кремний, марганец, железо, алюминий, никель, свинец и ряд других, что обеспечивает необходимый уровень не только механических, но и специальных свойств (износостойкость, коррозионностойкость и т.д.) за счет формирования многофазной структуры.

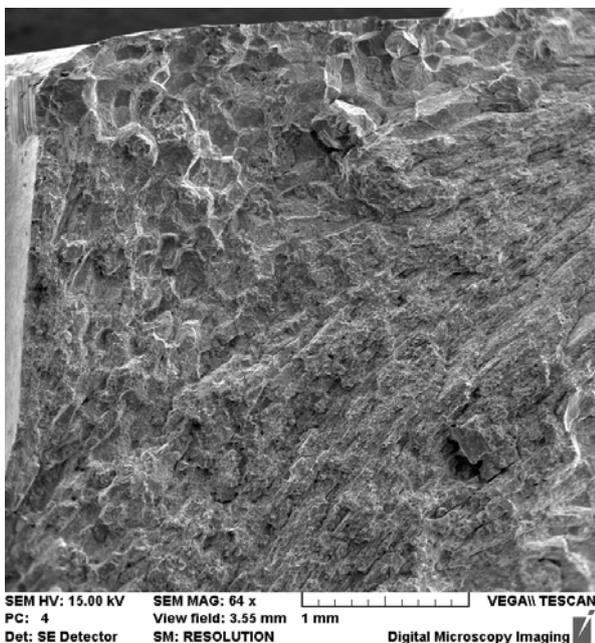


Рис. Зоны камневидного (вверху слева) и волокнистого излома на поверхности раскрытой трещины

трещин по границам зерен, а также зоны волокнистого (вязкого) излома с матовой шероховатой поверхностью и признаками пластической деформации в виде утяжек (рисунок).

В латуни колец α -фаза отсутствует, что облегчает растрескивание по границам зерен под действием сформировавшихся при штамповке внутренних остаточных напряжений.

Проведенные исследования показали, что причиной разрушения колец при штамповке является чрезмерно высокая температура нагрева перед операцией и полное отсутствие пластичной α -фазы.

Типичным представителем таких латуней является сплав ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, из которого на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов изготавливают трубы, являющиеся заготовкой блокирующих колец синхронизатора коробки передач отечественных автомобилей. Существенным недостатком сплава является склонность к растрескиванию как при хранении, так и при горячей штамповке колец. Целью данной работы было определения характера разрушения колец при горячей штамповке и влияния структуры латуни.

Изломы колец (поверхности раскрытых трещин) имели характерный для хрупкого разрушения рельеф: хорошо различимы зоны камневидного или нафталинистого излома с грубозернистым строением и трещинами по границам зерен, характерный для перегретых сплавов или при распространении

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЧС-70ВИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Ригмант М.Б., Казанцева Н.В.,
Виноградова Н.И.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Российская Федерация,
davidov@imp.uran.ru*

Жаропрочные никелевые сплавы применяются для изготовления лопаток стационарных газотурбинных установок. Магнитные методы неразрушающего контроля широко используются в промышленности, но не востребованы для никелевых жаропрочных сплавов, поскольку все фазы сплава парамагнитны.

В работе исследованы структурное состояние и магнитные свойства литых поликристаллических лопаток после эксплуатации на турбине ГТЭ-45-3 Якутской ГРЭС. Материалом лопаток является коррозионно-стойкий сплав ЧС-70В (ХН58КВТЮМБЛ) с верхним пределом эксплуатации 900°C. Основными фазами сплава являются твердый раствор на основе никеля и упрочняющая фаза на основе интерметаллида Ni₃Al (40 %).

Известно, что эксплуатация изделий по стандартному режиму не приводит к изменению магнитных свойств. При таком режиме лопатки никогда не эксплуатируются на верхнем пределе рабочего интервала температур, до предела остается запас в 50-100°C на неконтролируемый заброс температуры. Для сплава ЧС-70В такой режим 800°C, 3000 об/мин. Увеличение рабочей температуры представляет интерес с целью увеличения к.п.д. энергоустановки.

Эксплуатация турбинной лопатки из сплава ЧС-70ВИ по экспериментальному режиму (880°C, 5300 об/мин.) приводит к изменению магнитных свойств ее материала. При деформации на два порядка возрастает магнитная восприимчивость χ исходно парамагнитного сплава, что можно интерпретировать как образование в парамагнитной матрице ферромагнитных кластеров.

В структуре исследованной лопатки после эксплуатации по экспериментальному режиму наблюдается образование устойчивых комплексов дефектов внутри частиц упрочняющей интерметаллидной фазы, в месте пересечения которых возникает объемный дефект. Он представляет собой наноразмерную область, в которой нарушен дальний порядок и повышено содержание атомов никеля. Такие кластеры могут быть структурными объектами, отвечающими за появление у жаропрочного сплава ферромагнитных свойств. Структурные исследования не выявили образования в сплаве ЧС-70В при деформации новых фаз.

Образование устойчивых комплексов дефектов внутри частиц интерметаллидной фазы свидетельствует об ее разупрочнении. Эксплуатация лопатки по стандартному режиму не приводит образованию таких комплексов.

Наблюдается корреляция между количеством структурных дефектов в различных частях турбинной лопатки и значением магнитной восприимчивости. Максимальные значения χ получены на спинке (выпуклая часть) пера лопатки, в которой максимальны напряжения и наблюдается наибольшее количество дефектов структуры. Это открывает возможность применения методов магнитного неразрушающего контроля для оценки стабильности структурного состояния лопатки в процессе ее эксплуатации по экспериментальному режиму.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Структура» при частичной поддержке гранта РФФИ № 11-02-12189 и проекта Президиума РАН 12-У-2-1017.

ВЛИЯНИЕ ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ ИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Янковская Т.В.

*Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru*

Эпитаксиальные пленки феррошпинелей, выращенные методом химических транспортных реакций, представляют собой двухслойную систему, состоящую из подложки из окиси магния и значительно более тонкого слоя феррошпинели (литиевой, магний-марганцевой и др.). Вещества имеют близкие (кратные) величины параметров кристаллических решеток. Ввиду некоторого определенного несоответствия периодов кристаллических структур в системе возникают тетрагональные искажения $\Delta d/d$, влияющие на механические и магнитные свойства тонких пленок феррошпинелей. Условия релаксации напряжений несоответствия определяются как химическим составом эпитаксиального слоя так и технологическими параметрами синтеза: температурой, давлением паров реагента, составом шихты и пр., а также параметрами последующего отжига.

В данной работе проведены теоретические и экспериментальные исследования влияния тетрагональных искажений на параметры дислокационной структуры: плотность и распределение дислокаций, а также остаточные напряжения в системе «пленка-подложка». Величина тетрагональных искажений кристаллической структуры оценивалась с использованием рентгеновского $\sin^2\phi$ -метода. Плотность дислокаций оценивалась методом подсчета ямок травления с использованием оптической микроскопии. Распределение дислокаций и характер дислокационной структуры оценивались по фотографиям микроструктуры. Величина остаточных напряжений в системе «пленка-подложка» определялась путем стравливания эпитаксиальной пленки и построения зависимости радиуса кривизны системы от толщины пленки.

На основании экспериментальных исследований поперечных сколов монокристаллических пленок феррошпинелей установлено, что плотность дислокаций увеличивается при увеличении глубины и достигает максимальных значений на границе раздела «пленка-подложка».

Установлено, что величина остаточных напряжений уменьшается по мере увеличения толщины эпитаксиального слоя.

Полученные образцы эпитаксиальных феррошпинелей могут быть использованы для разработки устройств бортовой и спутниковой связи на магнитостатических волнах.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ Mg-Mn ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Янковская Т.В.

*Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru*

Структура и состав поверхностных слоев эпитаксиальных феррошпинелей могут существенно влиять на магнитные характеристики: константы магнитной анизотропии, намагниченность насыщения, ширину линии ферромагнитного резонанса и др. Особенно чувствительны к состоянию поверхности параметры магнитостатических волн.

При микроиндентировании эпитаксиальных феррошпинелей, выращенных методом химических транспортных реакций на (001) плоскости оксида магния, обнаружена аномалия механических свойств поверхностных слоев глубиной 2–3 мкм. При деформации методом четырехточечного изгиба в поверхностных слоях эпитаксиальных феррошпинелей $Mg_xMn_{1-x}Fe_2O_4$ проявляются скачкообразная зависимость электросопротивления от величины деформирующих напряжений в области пластической деформации. Разупрочнение поверхностного слоя и электромеханические эффекты в значительной степени зависят от концентрации химических доноров и анионных вакансий в образцах.

Для объяснения особой деформационной способности поверхностного слоя привлекается конденсационная модель зарождения дислокаций. Расчеты и экспериментальные данные при исследовании поверхности эпитаксиальных феррошпинелей после деформации методом химического травления показывают, что по своему удельному вкладу в процесс микропластичности главным каналом зарождения дислокаций является пересыщение образца вакансиями при нагружении, особенно в областях повышенной концентрации напряжений.

Выявленные ямки травления не похожи на обычные дислокационные и составляют спектр мелкоконтрастных парных ямок травления. Оценочные значения радиуса вакансионной дислокационной петли, образовавшейся вследствие пересыщения деформационными вакансиями, и экспериментально наблюдаемой дислокационной петли находятся в удовлетворительном согласии. При этом выполняется как критерий устойчивости петли, так и критерий Франка, указывающий на существование вакансионных скоплений (4,7–2 мкм) в виде дислокационных петель. Получено теоретическое распределение петель по размерам.

Деформационная способность поверхностного слоя существенно зависит от режимов отжига. В частности, вакуумный отжиг приводит к разупрочнению эпитаксиальных феррошпинелей и росту глубины поверхностного слоя. При этом концентрация химических доноров по данным кинетических явлений также увеличивается. Импульсный отжиг в атмосфере воздуха ведет к упрочнению пленок и к уменьшению глубины нарушенного поверхностного слоя. Ширина линии ферромагнитного резонанса уменьшается при этом на 30%.

Полученные образцы эпитаксиальных феррошпинелей могут быть использованы для разработки устройств на магнитостатических волнах.

ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ В ПОЛЕ ПЛОСКОЙ ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННОЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Путилин В.А., Камашев А.В., Путилин А.В.

*Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru*

Известно [1–3], что при пластической деформации металлов и сплавов подвижность межузельных атомов значительно выше подвижности вакансий и их комплексов. Поэтому основной вклад в массоперенос металлов вносят межузельные атомы, образующиеся в процессе пластической деформации при прохождении лазерно-индуцированной ударной волны. Процесс генерации точечных дефектов и их перемещение происходит, в основном, во фронте волны нагрузки. Эффективными источниками межузельных атомов являются при лазерно-индуцированном ударном нагружении поверхностные дефекты, ступеньки на винтовых и смешанных дислокациях. Причем на начальной стадии деформации образуются ступеньки, генерирующие при своем движении межузельные атомы.

При использовании для обработки металла лазерного излучения с плотностью мощности 10^9 Вт/см² и длительностью импульса 30 нс был обеспечен высокий темп ввода энергии, приводящий к значительным скоростям нагрева и охлаждения, достигающим порядка 10^{10} К/с, а также к формированию ударных волн высокого давления (20 ГПа) и значительных температурных градиентов.

Механизм переноса межузельных атомов определяется характеристиками лазерно-индуцированной ударной волны: давлением на фронте волны и шириной ударного импульса.

Нами показано, что если градиент давления во фронте ударной волны больше 10^8 ГПа/м, а градиент температур во фронте тепловой волны имеет порядок 10^7 К/м, то происходит увлечение межузельных атомов как ударным, так и термическим импульсами. При меньших значениях указанных градиентов конкурируют несколько механизмов переноса: термоактивируемый дрейф межузельных атомов во фронте ударной волны, их перенос движущимися дислокациями, а также возможен перенос межузельных атомов в результате зернограничного проскальзывания.

Список литературы

1. Герцрикен Д.С., Мазанко В.Ф., Фальченко В.Н. Некоторые закономерности миграции атомов в условиях скоростной пластической деформации. // *Металлофизика*, 1983, Т.5, №4, С.74-80.
2. Эпштейн Г.Н. Массоперенос в ударных волнах. // *Высокое давление и свойства материалов*. Киев: Техника, 1980, С. 108- 112.
3. Крестелев А.И., Бекренев А.Н. Поведение точечных дефектов при импульсном динамическом нагружении. // *Изв.ВУЗов. Физика*. 1985, №6, С.49 – 52.

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ПОРОГОВЫЕ УСЛОВИЯ ГЕНЕРАЦИИ УДАРНЫХ ВОЛН В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Путилин В.А., Камашев А.В., Путилин А.В.

*Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru*

Известно, что при воздействии лазерных импульсов на металлическую мишень, в ней при определенных условиях могут генерироваться ударные волны [1]. Ударные волны возникают в конденсированной среде под влиянием высоких градиентов температур и давлений. Для железоуглеродистых сплавов это возможно при плотности мощности порядка 10^8 Вт/см² и длительности импульса менее микросекунды.

При воздействии коротких лазерных импульсов на углеродистые стали, возможна генерация ударных волн не только в силу возникающих градиентов давления, но и за счет протекающих в этих материалах мартенситных превращений. Скорость движения межфазной границы при мартенситном превращении близка к скорости звука в материале, а это ведет к кратковременному возникновению высоких градиентов напряжений, которые могут превышать предел текучести материала. Исследование причин возникновения ударных волн в этих сталях представляет огромный как научный, так и практический интерес. Последнее вызвано необходимостью повышения эксплуатационных характеристик указанных материалов.

В данной работе была поставлена задача определения пороговых условий генерации лазерно-индуцированной ударной волны в материале, в котором одновременно с распространением ударной волны протекает мартенситное превращение. Была построена физическая модель процесса, включающая в себя моделирование ударной волны солитонного типа [2], вызванной коротко-импульсным лазерным воздействием и суперпозицией ее с волной перестройки кристаллической решетки, вызванной мартенситным превращением [3].

На основании данной модели установлено, что порог генерации ударной волны в материалах, где протекают мартенситные превращения понижается по сравнению с материалами, не испытывающих мартенситных превращений. Так, при сравнении по уровню давления во фронте лазерно-индуцированной ударной волны, порог генерации ударных волн в доэвтектидной углеродистой стали 20 и в стали эвтектидного состава У8, при прочих равных условиях (энергия и длительность лазерного импульса), различается на 30-50 %.

Список литературы

1. Рэди Дж. Действие мощного лазерного излучения. М.: Мир, 1974, 468 с.
2. Новиков С.П. Теория солитонов – метод обратной задачи. М.: Наука, 1980, 319 с.
3. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при - превращении в сплавах на основе железа. Екатеринбург, 1993, 223 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСКОРЕННОГО МАССОПЕРЕНОСА В МЕТАЛЛАХ ПРИ НАГРУЖЕНИИ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ, ИНИЦИИРОВАННЫМИ КОРОТКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Путилин В.А., Камашев А.В., Путилин А.В.

*Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru*

В данной работе проведены экспериментальные и теоретические исследования процессов бездиффузионного массопереноса и сопутствующих им мартенситных превращений при воздействии короткоимпульсного лазерного излучения рубинового лазера в режиме модулированной добротности. Воздействию подвергались углеродистые стали эвтектоидного состава, а также сплавы меди и никеля. При воздействии на материалы лазерного излучения с плотностью мощности порядка 10^9 Вт/см² и с длительностью импульсов порядка наносекунд обеспечивается высокий темп ввода энергии, приводящий к значительным скоростям нагрева и охлаждения, достигающим величин порядка 10^{10} К/с, а также к формированию ударных волн высокого давления (порядка десятков и сотен гигапаскалей). Если такому воздействию подвергаются металлы и сплавы, то это эквивалентно экстремальным условиям нагружения. При этом возникают высокие градиенты механических напряжений в поле которых происходят явления бездиффузионного массопереноса и протекают мартенситные превращения, способные повлиять на структуру и свойства обрабатываемого материала. Исследование этих процессов представляет как научный, так и практический интерес в плане получения материалов с высокими физико-механическими свойствами.

Были проведены дюротометрические, рентгенографические и микрорентгеноспектральные исследования. Численное моделирование условий генерации лазерно-индуцированной ударной волны в материале было проведено на основании решения уравнения состояния ударно-сжатого твердого тела. Математическая модель распространения ударной волны была построена с использованием системы волновых уравнений в частных производных. Импульс лазерно-индуцированной ударной волны солитонного типа моделировался ступенчатой функцией Хевисайда.

На основании численного моделирования установлено, что напряженное состояние в материале, испытывающем мартенситное полиморфное превращение, качественно и количественно отличается от напряженного состояния в материале с близкими по величине упругими модулями, но не испытывающем мартенситное превращение. Так например, при сравнении напряженного состояния в углеродистой стали эвтектоидного состава У8 и в никеле, выяснилось, что в последнем, при прочих равных условиях, уровень максимальных напряжений сжатия примерно на порядок ниже. На этом основании можно предположить, что порог генерации ударной волны в материале, испытывающем мартенситное превращение понижается по сравнению с материалом, не претерпевающим аналогичного превращения.

В работе также исследовались процессы массопереноса углерода в железе, меди в никеле и алюминия в никеле. Установлено, что характер массопереноса в лазерно-индуцированной ударной волне во всех случаях схожий и протекает по межузельному механизму.

ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ КОНТАКТНОЙ ПРИСПОСОБЛЯЕМОСТИ УПРУГИХ ТЕЛ ПРИ КУЛОНОВСКОМ ТРЕНИИ

Александрова М.Ю.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
kris-maks@mail.ru

В области контакта номинально неподвижных элементов конструкций, подвергающихся циклической нагрузке возникает скольжение, которое является причиной возникновения фреттинга. Однако проскальзывание может прекратиться и тогда сцепление охватит всю область контакта. Факторами контактной приспособляемости являются постепенное возрастание коэффициента трения в области скольжения и перераспределение контактных сил между телами [3].

Физическая природа изменения коэффициента трения при циклическом взаимодействии тел определяется процессами, происходящими в зоне проскальзывания: адгезия, тепловыделение и т.п. На поверхности трущихся тел адсорбируются вещества, образуются окислы материалов, свойства которых отличаются от свойств основных материалов [1]. В ходе повторного нагружения обнажаются микроучастки контактирующих поверхностей способных к адгезии, непосредственное соприкосновение которых приводит к изменению сил трения и, как следствие, схватыванию.

С другой стороны, необходимо учитывать шероховатость поверхности, где зона фактического сцепления зависит от размера и формы неровностей. Решение задач механики контактного взаимодействия позволяет рассчитать напряжения и температуры в области контакта [2]. Условием приспособляемости является возникновение поля остаточных напряжений таких, что при их сложении с напряжениями от внешних сил создаются условия, исключающие дальнейшее скольжение. Остаточные напряжения появляются вследствие неоднородности поля скольжения в контакте.

Для решения задачи определения условий, при которых система приводится в состояние контактной приспособляемости, анализировалась контактная задача взаимодействия тел. Методом конечных элементов производился расчет в программном комплексе Ansys. Результаты численного моделирования подтверждают и уточняют условия наступления контактной приспособляемости. На примере контактного взаимодействия зубка с шарошкой бурового долота исследованы поля скольжения и сцепления. Для данного расчета использовался метод подмоделей.

Список литературы

1. Петухов А. Н. Механизм фреттинга и фреттинг-усталость высоконагруженных малоподвижных соединений ГТД и ЭУ / А. Н. Петухов. – М.: ЦИАМ, 2008. – 203 с. – ISSN 0042-4633
2. Goryacheva I.G. Mechanics of discrete contact // Tribology International. – 2006. – vol.39, No 5. – pp. 381–386.
3. Hills D. A. Mechanics of Fretting Fatigue / D. A. Hills, D. Nowell //Solid mechanics and its applications. – 1994. –vol.30. –P 236.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМОЙ ПОРИСТОЙ СРЕДЫ

Анфёров С.Д., Скульский О.И., Славнов Е.В.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,
anferovsergey@gmail.com, skul@icmm.ru,
slavnov@icmm.ru,

Моделирование движения деформируемых пористых сред по большей части связано с решением задач подземной гидродинамики, но область применения этим не ограничивается. В отличие от динамики насыщенных жидкостью грунтов, в которых деформации пористого скелета предполагаются малыми, в задачах отжима масла зерно, играющее роль матрицы, претерпевает значительные необратимые деформации. При получении масла экструзионным способом [1] возникает проблема расчета количества отжатого продукта. Существующие модели процесса в большинстве своем являются чисто эмпирическими. В данной работе была построена математическая модель процесса пластического деформирования пористой среды, учитывающая изменение содержания жидкой фазы. При экструзионном отжиме материал подвергается воздействию значительных градиентов давления и претерпевает большие сдвиговые деформации, что требует применения подхода, отличного от применяемых в динамике грунтов. Течение среды и фильтрация масла рассматривались как две взаимосвязанные задачи. Введение допущений относительно связи давлений масла и смеси, а также поиск решения в виде функции заданного вида позволили получить аналитическое решение задачи, качественно согласующееся с экспериментальными данными.

В указанном подходе учет влияния оттока масла на движение пористого скелета был осуществлен использованием специфических определяющих соотношений. Свойства матрицы предполагались зависящими от давления, поскольку именно давление на скелет приводит к отжиму жидкой фазы. Таким образом, через давление была учтена зависимость свойств материала от содержания жидкой фазы, минуя непосредственный расчет фазовой доли, что существенно упростило решение.

Далее процесс был рассмотрен с точки зрения подхода динамики многофазных сред [2], учитывающего взаимовлияние процессов происходящих со всеми составляющими смеси путем совместном решении задачи деформирования смеси, состоящей из пористого пластически деформируемого скелета наполненного жидкостью. Математическая постановка, в этом случае, включила в себя введение силы межфазного трения аналогично [3], что позволило описать фильтрационное течение. Расчет фазовых долей производился в явном виде, определяющие соотношения, касающиеся свойств материала, были изменены соответствующим образом. Построенная разностная схема для численного решения поставленной задачи предполагает решение системы нелинейных уравнений большого порядка.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант №10-08-96069p_урал-а.

1. Рауендаль К. Экструзия полимеров. СПб.: Профессия, 2006. 768 с.
2. Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. Т.1. М., 1987. 464 с.
3. Гершуни Г.З., Жуховицкий Е.М., Непомнящий А.А. Устойчивость конвективных течений. М.: Наука, 1989. 320 с.

РАСТЯЖЕНИЕ И СУЖЕНИЕ ПРИ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА АТОМАРНОМ УРОВНЕ

Титоров Д.Б.

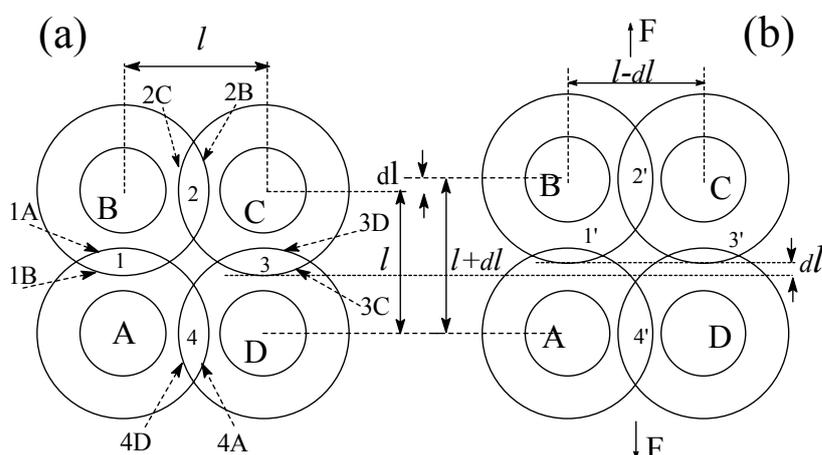
Физико-технический институт УрОРАН, Ижевск, Россия,
titorov@fti.udm.ru

При упругой деформации твердого объекта, составляющие его атомы, смещаются относительно своих исходных позиций. Каждый атом смещается на определенное расстояние и в определенном направлении. Расстояния, на которые происходят смещения и направления смещений у каждого атома свои. Например, поскольку тело при упругом растяжении сужается, атомы в центральной плоскости образца, поперечной силе растяжения, смещаются поперек направления растяжения, в направлении центра образца, причем, чем дальше от центра, тем на большие расстояния. Атомы, которые находятся в плоскости, перпендикулярной направлению силы сжатия, смещаются в направлении, от центра образца.

В соответствии с классической механикой при растяжении и при сжатии нормальных составляющих к действующим силам не должно быть. В сообщении показано, как возникают межатомные силы, обеспечивающие поперечное сужение и поперечное расширение твердого тела при упругих деформациях.

Представлена комбинированная модель атомов, учитывающая основные правила квантовой и классической физики [1]. Отрицательный заряд внешних электронов равномерно распределен по внешней сфере оболочки атома. Так внешние электроны нейтрализуют положительный заряд протонов, не нейтрализованный внутренними электронами, и обеспечивают нейтральность атома.

В конденсированных веществах соседние атомы проникают друг в друга оболочками из внешних электронов. Между положительными зарядами протонов, некомпенсированных внутренними электронами атомов, и отрицательными зарядами проникших в них куполов соседних атомов возникают кулоновские силы притяжения. Эти силы



сближают атомы и удерживают атомы вещества в конденсированном состоянии на определенных расстояниях друг от друга, рис. (a).

Растяжение увеличивает расстояния между атомами вдоль силы растяжения F , рис. (b). Купола в направлении растяжения уменьшаются. Соответственно, уменьшаются

силы отталкивания между ними и другими проникшими куполами. Следовательно, некомпенсированные заряды протонов могут ближе притянуть к себе эти другие купола вместе с их атомами. Расстояние между атомами в направлении, нормальном силе растяжения, уменьшится. Поэтому образец сузится в поперечном направлении. При сжатии образца картина будет обратной.

1. Титоров Д.Б. Самоорганизация атомов в наноструктуры // Материаловедение, 2011, № 12, с.1 -10.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО В СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА ПРИ ХОЛОДНОМ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, Томск,
Россия, tms@ispms.tsc.ru*

На монокристаллах аустенитных сталей Fe–13Mn–1,3C, мас. % (I, $\gamma_{ду} = 30 \text{ мДж/м}^2$), Fe–13Mn–2,7Al–1,3C (II, $\gamma_{ду} = 45 \text{ мДж/м}^2$) и Fe–28Mn–2,8Al–1,3C (III, $\gamma_{ду} = 60 \text{ мДж/м}^2$) с разной энергией дефекта упаковки $\gamma_{ду}$ изучена фрагментация структуры и эволюция механических свойств после холодной деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД). КГД проводили в наковальнях Бриджмена при температуре 23°C и давлении 5–6 ГПа на $N = 1, 3, 5$ оборотов. Для исследования термической стабильности стали после КГД подвергали высокотемпературным отжигам при температурах 400, 500, 600, 700 и 800°C.

Методами оптической металлографии и электронной микроскопии обнаружено, что КГД приводит к быстрой фрагментации монокристаллов исследуемых сталей преимущественно за счет образования двойников и полос локализации деформации (ПЛД). Оценка плотности двойников деформации, проведенная по оптическим изображениям поверхности монокристаллов после переполитровки и травления, показывает, что после КГД ($N = 1$) она не зависит от $\gamma_{ду}$ стали и составляет $\sim 40\%$. Однако, существуют отличия в морфологии двойников, локализации деформации, деформационном упрочнении сталей после КГД. В стали (I), обладающей низкой $\gamma_{ду}$, при $N = 1$ наблюдали прямолинейную сетку двойников, ширина фрагментов в которой составляет $\sim 0,5$ мкм, а толщина двойниковых пластин – десятки нанометров. В сталях (II) и (III) после КГД на 1–3 оборота двойниковые границы часто размыты и искривлены, толщина двойников и расстояние между ними значительно больше, чем для стали (I): $100 \div 320$ и $450 \div 700$ нм в стали (II); $50 \div 100$ и 350 нм в стали (III). Следовательно, с ростом $\gamma_{ду}$ эффективное расстояние между двойниковыми границами в пакетах возрастает, и снижается эффективность упрочнения. После 5 оборотов в исследуемых сталях наблюдали высоконеровновесную поликристаллическую структуру с сохранением текстуры, о чем свидетельствуют микродифракционные картины и рентгенограммы деформированных монокристаллов. После 5 оборотов КГД сетка двойников частично деградирует, в структуре наблюдаются оборванные двойниковые границы.

Методом микроиндентирования показано, что КГД на $N = 1–3$ дает быстрый прирост микротвердости сталей (в $2 \div 3$ раза), что связано с интенсивным образованием и ростом деформационных двойников. Далее с увеличением деформации микротвердость изменяется незначительно, что соответствует стадии взаимодействия двойников друг с другом и с дислокационным скольжением, образованию ПЛД. Более сильное деформационное упрочнение стали (I) при $N \geq 3$ связано, помимо двойникования, с динамическим деформационным старением, которое обеспечивает диффузию углерода к ядрам дислокаций, образование ближнего порядка по углероду, пар Mn–C и способствует накоплению дислокаций.

Формирование специальных двойниковых границ способствует сохранению структуры исследуемых сталей при нагреве до температуры 500°C. С ростом температуры отжига $T > 500^\circ\text{C}$ двойниковые границы деградируют, что обуславливает уменьшение микротвердости, рост значений областей когерентного рассеяния и рост зерна.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8) и РФФИ (№ 11-08-98019-р_сибирь_a).

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ 06МБФ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ И ОТЖИГАХ

Захарова Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Тукеева М.С.¹, Найденкин Е.В.¹,
Рааб Г.И.², Добаткин С.В.³

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

galinazg@yandex.ru

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

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

Исследовали влияние равноканального углового прессования (РКУП) (режим В_С, $\Phi = 120^\circ$, 6 проходов, $T = 300^\circ\text{C}$) и высокотемпературных отжигов ($T = 300\div 700^\circ\text{C}$) на механические свойства и структуру низкоуглеродистой стали 06МБФ (Fe–0,6Mn–0,1Mo–0,8Cr–0,2Ni–0,2Cu–0,1V–0,1C мас.%) в исходно ферритном состоянии (закалка от 920°C и отпуск 670°C 1 ч).

Исходная структура стали состояла из смеси глобулярного феррита с размером зерна 2,4 мкм и феррита пластинчатой морфологии с толщиной пластин $\sim 0,4$ мкм, и системой крупных M_3C , M_6C (~ 90 нм) и мелких M_3C ($\sim 15\text{--}20$ нм) карбидов. Скалярная плотность дислокаций составляла $1,4 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$. Сталь в исходном состоянии имела низкий предел текучести $\sigma_{0,2} = 480$ МПа и микротвердость $H_{\mu} = 2,1$ ГПа.

Методом РКУП в стали 06МБФ сформирована субмикроструктурная структура со средним размером фрагментов 325 ± 200 нм и системой дисперсных карбидов. РКУП приводит к уменьшению среднего размера крупных M_3C , $M_{23}C_6$, M_6C карбидов до 70 нм и мелких карбидов M_3C до $2\div 3$ нм. После РКУП возрастает плотность дислокаций до $3,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, и увеличиваются механические свойства стали ($\sigma_{0,2} = 960$ МПа, $H_{\mu} = 3,3$ ГПа). Обнаружено, что сформированная в стали 06МБФ СМК структура стабильна к нагреву до температуры отжига $T = 500^\circ\text{C}$, выше этой температуры наблюдается рост элементов структуры.

На основе экспериментальных данных проведен анализ механизмов упрочнения и количественная оценка предела текучести стали 06МБФ после РКУП (с учетом зернограничного и субзеренного, дислокационного упрочнения, дисперсионного твердения). Приращение значения предела текучести ($\Delta\sigma$) при РКУП стали 06МБФ с учетом вышеупомянутых механизмов и в предположении, что структура истинно зеренная составляет $\Delta\sigma \sim 845$ МПа. Для случая формирования субзеренной структуры это значение составляет ~ 390 МПа. Экспериментальное значение $\Delta\sigma$ составляет ~ 435 МПа. Сопоставление рассчитанных и экспериментальных значений предела текучести показывает, что после РКУП в стали 06МБФ формируется зеренно-субзеренная структура. Показано, что основной вклад в повышение прочностных свойств сталей 10Г2ФТ и 06МБФ при РКУП вносит зернограничное упрочнение ($50\div 60\%$ от общего упрочнения). Дисперсионное твердение играет важную роль в повышении прочностных свойств при РКУП, и является определяющим при сохранении СМК характера структуры исследуемых сталей при отжигах, так как препятствует миграции границ зерен, перераспределению и аннигиляции дефектов кристаллического строения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА, СФОРМИРОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

^{1,2}Мейснер Л.Л., ¹Лотков А.И., ^{1,2}Остапенко М.Г., ^{1,2}Гудимова Е.Ю.

¹ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,

²ТГУ, Томск, Россия,

thestudent@vtomske.ru

Одним из важных факторов, влияющих на многие физико-механические свойства металлических материалов, является наличие внутренних напряжений, которые существуют в материале после устранения внешних деформирующих сил. Известно, что воздействия потоками заряженных частиц на поверхность материалов являются причиной возникновения таких напряжений, локализованных в приповерхностных слоях. Определение величины внутренних напряжений возможно с использованием методов рентгеноструктурного анализа, которые позволяют, не разрушая образец, получить достаточно точную информацию как о структурно-фазовом состоянии, так и о величине остаточных напряжений в зависимости от глубины анализируемого слоя и от выбранного кристаллографического направления.

Целью данной работы является исследование методами рентгеноструктурного анализа влияния импульсных электронно-пучковых воздействий на структурно-фазовые состояния приповерхностных слоев никелида титана и оценка в этих слоях величины остаточных упругих напряжений.

Сплав для исследований был выплавлен в электродуговой печи из иодидного титана и никеля марки НО, взятых в эквиатомном соотношении. При комнатной температуре исходные образцы сплава (далее – образцы TiNi) характеризовались двухфазным состоянием из основной фазы со структурой B2 и небольшого количества (< 5%об.) фазы Ti₂Ni. Поверхности образцов облучались низкоэнергетическим ($U = 15$ кВ) сильноточным ($I = 70$ А) электронным пучком в условиях высокого вакуума ($\sim 10^{-6}$ Па) с безмасляной откачкой, при плотности энергии в пучке $E = 20$ Дж/см². Рентгеноструктурные исследования структурно-фазовых состояний проводили на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск) в Co-K α излучении.

В данной работе из сравнения рентгеновских дифракционных картин, полученных при использовании симметричной схемы съемок, от образцов TiNi до и после электронно-пучковой обработки обнаружено, что после облучения кроме дифракционных рефлексов от фаз B2 и Ti₂Ni на дифрактограммах наблюдаются дополнительные рефлексы, соответствующие мартенситной фазе B19' никелида титана. Выявлено, что в результате электронно-пучковой обработки образцов TiNi образовался поверхностный «быстрозакаленный» слой, в котором значение параметра решетки фазы B2 увеличилось $a_{B2}^0 = 3.0250 \pm 0.0005$ Å относительно исходного значения $a_{B2}^0 = 3.0132 \pm 0.0005$ Å. Наличие «быстрозакаленного» слоя приводит к возникновению остаточных напряжений. Максимальная величина остаточных напряжений $\sigma \approx 550$ МПа наблюдается в поверхностном слое, а в нижележащем слое с исходной структурой B2 материала величина $\sigma \sim 100$ МПа.

Исследования проведены в рамках Г/б проекта № III.20.2.1 СО РАН и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (ГК № 16.740.11.0140).

МЕТОДЫ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ГРАДИЕНТА ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю.

ИФПМ СО РАН, Россия,
artifakt@ispms.tsc.ru

Определение внутренних напряжений методами рентгеновской дифрактометрии основано на экспериментальном измерении относительного изменения $\Delta d/d$ межплоскостных расстояний d , называемого деформацией решетки и, в предположении, что эта деформация является упругой, расчете величин напряжений по закону Гука с учетом вида нагружения. Однако до сих пор не вполне ясными и дискуссионными остаются вопросы о том, какие значения упругих констант наиболее приемлемы для определения напряжений методами рентгеноструктурного анализа, можно ли использовать в этих расчетах значения модулей упругости, измеренные механическими методами. Особенно сложно ответить на эти вопросы в тех случаях, когда внешние воздействия приводят к градиентному изменению химического состава и микроструктуры материала, характерного для материалов с модифицированными поверхностными слоями после электронно-ионно-плазменных обработок.

Цель данной работы – анализ методов рентгеновской дифрактометрии для исследования градиента внутренних напряжений в никелиде титана после электронно-пучковой обработки поверхности.

Сплав для исследований был выплавлен в электродуговой печи из иодидного титана и никеля марки НО, взятых в эквипомном соотношении. При комнатной температуре исходные образцы сплава (далее – образцы TiNi) характеризовались двухфазным состоянием из основной фазы со структурой В2 и небольшого количества (< 5%об.) фазы Ti₂Ni. Электронно-пучковая обработка поверхности образцов никелида титана проводилась низкоэнергетическим ($U = 15$ кВ) сильноточным ($I = 70$ А) электронным пучком в условиях высокого вакуума ($\sim 10^{-6}$ Па), при плотности энергии в пучке $E = 20$ Дж/см².

В работе были использованы три рентгеновских метода оценки остаточных напряжений: *метод 1*, известный под названием «метод $\sin^2\psi$ »; *метод 2*, основанный на применении «метода $\sin^2\psi$ » к анализу дифракционных картин, полученных в асимметричной геометрии съемок; *метод 3*, основанный на комбинированном подходе по исследованию и оценке величины остаточных напряжений в материалах с градиентными структурами [1]. Сравнение результатов количественной оценки остаточных напряжений в поверхностных слоях образцов никелида титана после электронно-пучкового воздействия показало, что наиболее физически корректными являются результаты, полученные с использованием *метода 3*. Значения σ_{\parallel}^{hkl} , рассчитанные методом 3 для рефлекса (110)_{В2}, уменьшаются при увеличении толщины слоя h , от значений ~ 550 МПа до ~ 100 МПа.

Исследования проведены в рамках Г/б проекта № III.20.2.1 и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 16.740.11.0140).

1. Тейлор А. Рентгеновская металлография. – М.: Металлургия, 1965. – 663 с.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ РЕЛЬЕФООБРАЗОВАНИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Митлина Л.А., Бадртдинов Г.С., Виноградова М.Р.,
Великанова Ю.В., Никифорова И.В.

СамГТУ, Самара, Россия
gregori2000@mail.ru

Монокристаллические пленки феррошпинелей из-за высокой намагниченности и больших полей анизотропии являются перспективным материалом для разработки СВЧ устройств на магнитостатических волнах. Однако в ходе технологического процесса получения они претерпевают деформации различного вида за счет релаксации гетероэпитаксиальных и термических напряжений. При этом формируются различного типа дислокационные структуры: хаотическое распределение дислокаций, короткие скопления дислокаций, ориентированные скопления дислокаций, малоугловые границы в зависимости от химического состава и технологических условий синтеза. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на магнитные и механические свойства пленок [1].

В данной работе объектом исследования были выбраны пленки $Mn_xFe_{3-x}O_4$. Пленки получены методом химических транспортных реакций на (001) плоскости оксида магния. Рентгенографические исследования свидетельствуют о том, что образцы однофазны и имеют структуру шпинели.

Методом сканирующей зондовой электронной микроскопии исследовался рельеф поверхности пленок, полученных при различных технологических условиях: температуры синтеза (T_c), скорости роста (v_p), скорости охлаждения ($v_{охл}$) и градиента термических напряжений по толщине пленки ($\Delta\sigma_a$), отношения давления хлористого водорода и воздуха в камере синтеза (γ). Технологические условия синтеза при получении пленок указаны в таблице.

Химический состав	T_c , К	$\Delta\sigma_a$, МПа	v_p , мкм/с	$v_{охл}$, град/с	h , нм	γ	σ_a , МПа
$Mn_{0,93}Fe_{2,07}O_4$	1350	4	0,02	12	100	1,27	1129
$Mn_{1,23}Fe_{1,77}O_4$	1208	10	0,06	10	117	2	697
$Mn_{1,22}Fe_{1,78}O_4$	1330	11	0,06	5	160	2	987

Для всех рассматриваемых составов деформационный рельеф представляет собой нанопирамидки. Угол ориентации относительно поверхности $\sim 40^\circ$, линейная плотность $\sim 10^4$ см $^{-1}$, размеры и формы нанопирамидок неоднородны. Средняя высота поверхностного слоя (h) зависит от скорости охлаждения, градиента термических напряжений по толщине пленки и химического состава.

Таким образом, одним из существенных характеристик дефектности структуры является поверхностный слой, который определяет константы поверхностной магнитной анизотропии и возможность возбуждения обменных спиновых волн [2] в пленках феррошпинелей.

1. Митлина Л.А. Вест. СамГТУ. Серия: Физ.-мат. Науки. 2004. Вып. 6. с. 114-149.
2. Митлина Л.А., Бадртдинов Г.С., Великанова Ю.В., Виноградова М.Р., Никифорова И.В. Вест. СамГТУ. Серия: Физ.-мат. Науки. 2011. Вып. 4(25). с. 125-133.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ 38Г2СФ

Беликов С. В., Корниенко О. Ю., Сергеева К. И.,
Карабаналов М. С., Вопилова А. В.

ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург, Российская Федерация,
Nassonova@el.ru

Важнейшей проблемой в области непрерывной разливки стали является создание технологичных МНЛЗ, обеспечивающих гарантированное качество металла при наименьших затратах по переделу. Поверхностные и внутренние дефекты, возникающие в непрерывнолитых слитках по целому ряду причин, нередко комбинируются и усиливают взаимодействие друг друга.

В данной работе проведена сравнительная оценка микроструктуры стали 38Г2СФ в годной трубной заготовке и заготовке, отбракованной по продольной трещине. Состав материала приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемого материала

Марка Стали	Содержание элементов, % *										
	C	Mn	Si	V	Mo	не более					
						P	S	Cr	Ni	Cu	As
38Г2СФ	0,38	1,50	0,50	0,06	≤0,03	0,045	0,045	0,30	0,30	0,30	-

* основа Fe

Для установления причин образования трещин проанализированы различные параметры структуры и состава (размер, форма, ориентировка зерен, толщина ферритной сетки, характер выделения феррита в объеме). Определено количество образовавшихся трещин, их расположение в зависимости от кристаллических зон, предпочтительные места образования, а также химический состав металла в области микротрещин и неметаллических включений.

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

1. Проведена сравнительная оценка микроструктуры стали 38Г2СФ в годной заготовке и заготовке отбракованной по продольной трещине.

2. Выявлены нарушения в структуре заготовки отбракованной по продольной трещине. В данном материале практически отсутствует внешний слой мелких зерен. Рост столбчатых кристаллов начинается от поверхности заготовки. Нарушена ориентация столбчатых кристаллов по направлению теплоотвода. Ферритная сетка извилистая, не одинаковая по толщине. Имеет место аномальный рост зерна по мере приближения к центру заготовки.

3. Найдены микропоры и микротрещины по границам субзерен. Дефекты преимущественно располагаются в зоне столбчатых кристаллов.

4. При оценке микротвердости структурных составляющих обнаружено два вида перлита: пластинчатый и в виде глобулей.

5. При проведении анализа химического состава в области микротрещин установлено, что объекты, расположенные по границам являются микропорами.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТОГО СПЛАВА ЭК-77

Жиляков А.Ю., Беликов С.В.

*ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург, Россия,
tofm@mail.ustu.ru*

Многочисленными исследованиями установлен факт влияния температуры перегрева жидкого металла и времени выдержки при этой температуре на особенности процессов кристаллизации и формирования структуры слитков. Однако вопрос о сохранении этой наследственности после высокотемпературного длительного воздействия (гомогенизационного отжига) и/или пластической деформации недостаточно освещен в литературе.

На примере аустенитного сплава ЭК-77 склонного к выделению σ -фазы при отжиге в интервале температур 600...1000°C показано влияние температуры перегрева жидкого металла на особенности выделения интерметаллида в твердом состоянии в процессе провоцирующего отжига после предварительной гомогенизации. Выбор материала исследования, обусловлен тем, что в литературе имеются подробные сведения о влиянии колебаний состава и степени предварительной ХПД на кинетику и морфологию выделения σ -фазы. Кроме того сплав ЭК-77 достаточно широко используется в химическом машиностроении и улучшение его свойств, в частности коррозионных характеристик, является практически значимой задачей.

В настоящей работе исследовалось влияние температуры нагрева расплава перед кристаллизацией на кинетику выделения вторых фаз в сплаве ЭК77. Для этого материала была определена температура ликвидус $T_{л}$, которая составила около 1370 °C. В первом случае (плавка №1) температура перед кристаллизацией была порядка 1411 °C, во втором случае (плавка №2) перегрев составил 300 °C, таким образом здесь температура расплава перед кристаллизацией была 1670 °C.

Методами оптической и растровой электронной микроскопии показано различие в дендритной структуре слитков. Методами количественной металлографии была оценена доля второй фазы в литом состоянии. В плавке №1 содержание второй фазы около 2,6 %, в плавке №2 – порядка 0,7 %.

Обе плавки были подвергнуты гомогенизирующему отжигу по одинаковому режиму: $T_{н}=1200$ °C, $\tau=6$ часов. Методом микрорентгено-спектрального анализа установлено, что ликвация в слитке такой термообработкой была устранена. Далее проводилось исследование процессов, происходящих в этих плавках при провоцирующем отжиге: $T_{н}=900$ °C, $\tau=5...10$ часов. Методами растровой электронной микроскопии и рентгено-структурного фазового анализа установлено, что процессы выделения второй фазы в металле плавки №1 начинаются раньше, чем в металле плавки №2.

Коррозионную стойкость сплава определяли для литого (после кристаллизации), гомогенизированного и отоженных состояний. Показано, что эти характеристики коррелируют с режимами температурно-временной обработки расплава.

Таким образом, показано, что температура нагрева расплава перед кристаллизацией влияет на фазовые и структурные превращения, происходящие в сплаве ЭК77 в твердом состоянии при последующей обработке. Поэтому варьируя параметры температурно-временной обработки расплава, можно управлять свойствами металла в твердом состоянии.

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Быков П.В., Воробьев В.Л., Баянкин В.Я.

ФГБУН Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
less@fti.udm.ru

Одним из направлений в современном машиностроении является поверхностное упрочнение сравнительно дешевых сталей и сплавов для изготовления деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях. Это обеспечивает экономию дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов и удешевляет само изделие. Одним из методов, активно развивающимся в настоящее время, является ионно-лучевое и ионно-плазменное легирование поверхности. Целенаправленно выбирая легирующий элемент и режимы облучения, с помощью метода ионной имплантации можно обеспечить широкую гамму полезных свойств поверхностных слоев материалов: повышение пределов прочности и текучести, ударной вязкости, трещиностойкости, сопротивления коррозии и износостойкости и т.п. [1, 2]. Широко исследуются и используются методы ионной и ионно-плазменной обработки сильноточными пучками [3]. Однако в ряде случаев использование интенсивной ионной или ионно-плазменной обработки поверхности приводит к деградации свойств материала основы вследствие высоких температур, при которых осуществляется подобное воздействие.

Ионная имплантация, повышая концентрацию структурных дефектов приповерхностного слоя, способствует повышению сопротивления движению дислокаций, что является одним из механизмов повышения усталостной прочности [4]. С другой стороны, при облучении поверхности ионами химически активных элементов могут формироваться мелкодисперсные включения новых фаз, обеспечивающих более высокие механические свойства за счет дисперсного упрочнения поверхностного слоя [5].

В данной работе исследовано влияние импульсного облучения ионами азота и аргона с неизменными энергией 20 кэВ и дозой облучения 10^{18} ион/см², и плотностями ионного тока, изменяющимися от 10 до 40 мкА/см², на усталостную прочность углеродистой стали Ст.3. Показано немонокотное изменение микротвердости и усталостной прочности в зависимости от скорости набора дозы и сглаживание поверхности под действием ионной бомбардировки.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН №12-П-2-1040 и гранта РФФИ № 11-08-00559

1. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. // Трение и износ. 2002. Т.23, № 5. С. 529 - 536.
2. Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. // Металлы. 1995. № 4. С. 98 – 129.
3. Диденко А. Н., и др. // ФизХОМ. 1991. №5. С. 14–23.
4. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
5. Раджабов Т.Д., Багдасарян А.С. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1986. № 11. С. 104-111.

ВЛИЯНИЕ ДЕГРАДАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФЕКТНОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Петров П.П., Иванов А.М., Платонов А.А.

*ФГБУН Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова
СО РАН, г. Якутск, Россия,
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru*

Рассмотрено влияние деградационных процессов в результате длительной эксплуатации и интенсивной пластической деформации (ИПД) на изменение структуры, параметра кристаллической решетки и плотности дислокаций в трубной стали ВСтЗсп. Исследовалась сталь ВСтЗсп из новой трубы и после эксплуатации в системе магистрального газопровода в течение 42 лет. Представляет интерес изучение влияния различных видов обработки, в том числе ИПД, на дефектность стали, поскольку цель таких обработок – изменение служебных свойств материалов.

Как известно, дефектность стали зависит от изменений в результате деградации и термомеханического воздействия. Следует отметить, что вопрос влияния длительной эксплуатации и ИПД на дефектность в конструкционных сталях ферритно-перлитного класса остается мало изученным.

Исходная микроструктура неиспользованной стали ферритно-перлитная полосчатая. В процессе эксплуатации в трубах происходит перестройка дислокационной структуры и незначительное уменьшение размера зерна по сравнению со сталью из новой трубы.

Заготовки из новой трубы и трубы после 42 лет эксплуатации были подвергнуты РКУП в 4 прохода по маршруту «С» при температуре прессования 673 К.

РКУП стали из новой трубы приводит к более однородному распределению перлита в ходе интенсивной пластической деформации, а также к измельчению зерна. Интенсивная пластическая деформация использованной стали приводит к мелкозернистой структуре, существенно не отличающейся от образцов после РКУП стали из новой трубы. После длительной эксплуатации микротвердость стали уменьшилась на 45 % в результате структурных изменений. РКУП повышает микротвердость в 1,65–2,1 раз.

Методом рентгеноструктурного анализа стали ВСтЗсп определяли величину параметра решетки и плотность дислокаций.

Существенное изменение параметра кристаллической решетки характеризует протекание больших пластических деформаций в стали. Деградационные изменения в тонкой структуре после ИПД оказывают существенное влияние на параметр решетки. Влияние ИПД на параметр решетки стали из новой трубы и трубы после эксплуатации различное, что характеризует о протекании процесса старения материала в результате длительной эксплуатации. Существенно высокие плотности дислокаций (на один порядок) в образцах после ИПД и увеличение фактора асимметричности формы профиля дифракционной линии в образцах из трубной стали после длительной эксплуатации (до и после РКУП) свидетельствуют о протекании больших пластических деформаций, об искаженности и неоднородности объемной дефектной структуры.

Таким образом, длительная эксплуатация трубы вносит свой вклад в развитие деградационных процессов в кристаллической структуре. После РКУП при одних и тех же условиях плотность дислокаций для деградированной стали выше, чем для новой.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ СЖАТИИ $\langle 111 \rangle$ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Мельников Е. В., Астафурова Е. Г.*

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия*

melnickow-jenya@yandex.ru

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия*

Проведены исследования механизмов пластической деформации при сжатии $\langle 111 \rangle$ монокристаллов стали Fe–13Mn–1,3C (мас.%) (стали Гадфильда) в интервале скоростей от $\dot{\varepsilon} = 1,2 \times 10^{-4} \text{ сек}^{-1}$ до $1,2 \times 10^{-1} \text{ сек}^{-1}$ при комнатной температуре.

Показано, что при сжатии $\langle 111 \rangle$ монокристаллов стали Гадфильда со скоростью $\dot{\varepsilon} = 1,2 \times 10^{-4} \text{ сек}^{-1}$ на первой стадии деформации ($\varepsilon < 15\%$) пластическое течение проходит с низким коэффициентом деформационного упрочнения и сопровождается срывами нагрузки. С предела текучести деформация развивается скольжением в нескольких системах одновременно и сопровождается формированием и развитием полос локализованной деформации. Полосы не имеют четкой кристаллографической ориентации, состоят из сегментов, которые существенно разориентированы друг относительно друга и, следовательно, являются макроскопическими полосами локализованной деформации (ПЛД). ПЛД делят весь объем кристалла на деформированные и недеформированные области. Пластическая деформация сосредоточена в полосах. Внутри полос наблюдается однородное распределение дислокаций скольжения и механическое двойникование. При $\varepsilon > 15\%$ пластическое течение $\langle 111 \rangle$ монокристаллов стали Гадфильда становится устойчивым, по сравнению со стадией образования полос сдвига, и происходит во всем объеме материала скольжением и двойникованием.

Увеличение скорости деформирования приводит к росту скорости движения дислокаций в кристалле, способствует росту числа дислокаций в скоплениях во время деформации монокристаллов при комнатной температуре, т.е. увеличивает тенденцию к планарному скольжению в стали Гадфильда. При деформации $\langle 111 \rangle$ монокристаллов стали Fe–13Mn–1,3C при увеличении скорости деформирования от $\dot{\varepsilon} = 1,2 \times 10^{-4} \text{ сек}^{-1}$ до $1,2 \times 10^{-1} \text{ сек}^{-1}$ изменяется характер зубьев текучести на кривых течения. При $\dot{\varepsilon} = 1,2 \times 10^{-1} \text{ сек}^{-1}$ срывов нагрузки меньше по сравнению с меньшими скоростями деформирования, и, как показали исследования топологии поверхности монокристаллов, склонность к локализации деформации также снижается.

Экспериментально показано, что множественное тонкое скольжение с предела текучести способствует образованию полос локализованной деформации, а механическое двойникование подавляет их развитие.

Исследования выполнены с использованием оборудования ТМЦКП. Авторы доклада выражают благодарность профессору Чумлякову Ю. И. за изготовление монокристаллов стали.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛЕЙ Fe–13Mn–1,3C, Fe–13Mn–2,7Al–1,3C, Fe–28Mn–2,7Al–1,3C

Астафурова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,
Томск, Россия, astafe@ispms.tsc.ru*

На [001], $[\bar{1}23]$, [001], $[\bar{1}11]$ монокристаллах аустенитных сталей Fe–13Mn–1,3C, мас. % ($\gamma_{ДУ} = 30 \text{мДж/м}^2$), Fe–13Mn–2,7Al–1,3C ($\gamma_{ДУ} = 45 \text{мДж/м}^2$) и Fe–28Mn–2,7Al–1,3C ($\gamma_{ДУ} = 60 \text{мДж/м}^2$) изучена температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$ при растяжении в интервале температур $(-196) \div 400^\circ\text{C}$.

Температурная зависимость $\tau_{кр}$ в монокристаллах исследуемых сталей превышает $\tau_{кр}(T)$ для ГЦК сплавов замещения без атомов внедрения (рис.1 а). В интервале температур $(-196) \div (-50)^\circ\text{C}$ $\tau_{кр}$ возрастает в 2,0–2,6 раза и превышает зависимость $G(T)$. Анализ термоактивационных параметров для исследуемых сталей свидетельствует в пользу того, что атомы углерода не однородно распределены в твердом растворе, а образуют комплексы. Зависимость $\tau_{кр}(T)$ для исследуемых сталей в термически-активируемой ее части описывается в приближении Мотта-Лабуша $\tau_{кр} \sim C^{2/3}$, где C – концентрация углерода.

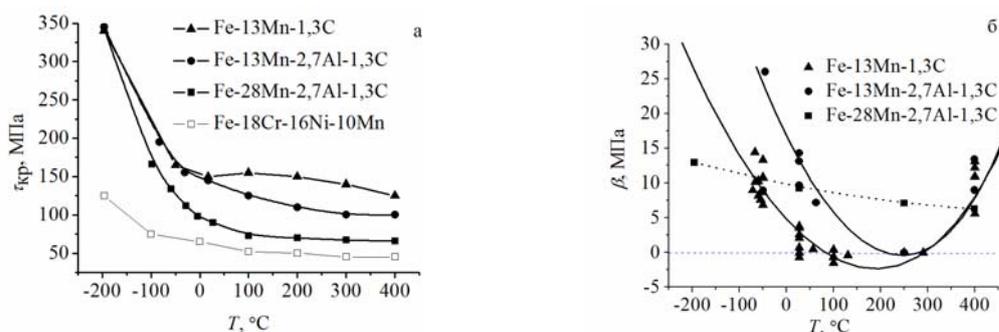


Рис. 1. Зависимости $\tau_{кр}(T)$ (а) и $\beta(T)$ (б) для [001]-монокристаллов исследуемых сталей и стали Fe–18Cr–16Ni–10Mn[1] при растяжении

Высокотемпературные части зависимости $\tau_{кр}(T)$ для монокристаллов исследуемых сталей существенным образом различаются (Рис.1 а). Появление аномальной зависимости $\tau_{кр}(T)/G(T)$ связано с диффузионными упрочняющими процессами, такими, как динамическое деформационное старение. Эти процессы характеризуются появлением аномальной (отрицательной) зависимости напряжения течения от скорости деформации $\beta = \Delta\sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}$ (рис. 1 б). В стали Fe–28Mn–2,7Al–1,3C диффузионные динамические процессы не вносят вклада в напряжение пластического течения, и $\tau_{кр}$ для этой стали ниже, чем для сталей Fe–13Mn–1,3C, Fe–13Mn–2,7Al–1,3C в области атермического скольжения. В работе проанализированы механизмы упрочнения исследуемых сталей в области атермического скольжения и показано, что напряжения пластического течения связаны не только с взаимодействием дислокаций с дислокациями леса и атомами внедрения, но также определяются эффектами закрепления дефектов кристаллического строения облаками из атомов внедрения (динамическое деформационное старение, закрепление дефектов упаковки облаками из атомов внедрения) и соотношением доли краевых и винтовых дислокаций в структуре.

Автор выражает благодарность проф. Ю.И. Чумлякову за предоставление монокристаллов сталей и полезные дискуссии.

1. Киреева И.В. Дис. ...доктора. физ.-мат. наук. – Томск, 2007. – 328 с.

КОМБИНИРОВАННОЕ УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНЫХ И ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Пугачева Н.Б., Замятин А.Н., Быкова Т.М.

*ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
nat@imach.uran.ru*

В настоящее время накоплен большой опыт по нанесению и эксплуатации диффузионных боридных покрытий, которые весьма эффективны для поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента, работающих в условиях трения без смазки или в коррозионных средах, а также при абразивном изнашивании. До сих пор основной причиной исчерпания защитных свойств боридных покрытий считалось их растрескивание и выкрашивание при эксплуатации. Однако не исключено, что при определенных условиях нагружения борированный слой может иметь некоторый запас пластичности. Интерес представляет определение структурных и внешних условий для реализации пластического деформация диффузионных боридных покрытий.

Легирование любых диффузионных покрытий элементами стали-основы всегда влияет на их физико-механические свойства. При борировании легированных сталей покрытия представляют собой многослойную композицию из следующих фаз: на поверхности бориды $(Fe, Cr, Ni)B$ с содержанием бора от 18 до 22 мас. %, затем слой $(Fe, Cr, Ni)_2B$ – 8 – 12 мас. % бора, на границе с основой – борированный феррит, в котором содержание бора плавно падает от 5 мас. % до нуля, с равномерно распределенными дисперсными боридами хрома, молибдена, титана. Как показали результаты кинетического микроиндентирования на приборе FISCHERSCOPE HM2000 XY_m, структурное состояние покрытия на штамповой стали 4X5MФС обеспечивает наибольший запас пластичности боридов $(Fe, Cr)B$ и, особенно, $(Fe, Cr)_2B$ по сравнению с покрытиями на сталях Ст3, 7ХМФС и 12Х18Н10Т. Это позволяет покрытию пластически деформироваться без образования трещин при трибологическом взаимодействии по схеме «вал – пластина» или «вал-втулка», осуществляемом на машине трения СМТ-1 при нагрузках от 196 до 1960 Н с линейной скоростью вращения 0,9 – 1,8 м/сек. При этом борированный слой «размазывается» по поверхности, трещин и выкрашиваний боридов не наблюдается. Подобная обработка позволяет повысить долговечность покрытия как за счет его деформационного упрочнения, так и путем дополнительного введения в покрытие при фрикционной обработке микрочастиц порошка Al_2O_3 , TiN, Cu.

Работа выполнена при частичной поддержке программы ОЭММПУ «Многоуровневое исследование свойств и поведения перспективных материалов для современных узлов трения» и гранта РФФИ № 10-08-96050.

АНАЛИЗ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ ИСТОЧНИКА ФРАНКА-РИДА

Манухина Д.В., Потапов А.Е., Лосев А.Ю., Супрун И.В., Аунг Пью

МГТУ им. Н.Э. Баумана КФ, Калуга, Россия,
dragonfly0516@mail.ru

Компьютерное моделирование эволюции источника Франка-Рида успешно применяется уже достаточно долгое время. Разработано несколько математических моделей эволюции закрепленных на дислокациях леса дислокационных сегментов, служащими источником Франка-Рида, учитывающие различные виды воздействия на исследуемый образец, например ультразвуковое и электрическое.

В рамках настоящей работы используется динамическая модель движения дислокационного сегмента, для анализа полученных данных возникла необходимость изучить зависимости распределений внешних и внутренних параметров источника вдоль радиальных срезов.

В результате моделирования конфигурация дислокационного сегмента получается путем соединения точек (рис.1, а), координаты которых были получены из решения дифференциального уравнения движения сегмента. Задача состоит в нахождении точек пересечения линии дислокационного сегмента и радиального (рис.1, б). Сложность заключается в том, что неизвестно аналитическое уравнение линии дислокационного сегмента, соответственно представляется невозможным точное определение точек пересечения.

Данную задачу можно решать несколькими способами, наиболее целесообразно выполнить аппроксимацию части дислокационного сегмента вблизи точки пересечения и воспользоваться особенностями векторного представления геометрии в WPF (Windows Presentation Foundation), технологии разработки пользовательского интерфейса для Windows приложений. В результате были получены координаты точек пересечения (рис.1, с). Следует отметить, что при моделировании для каждой точки сегмента вычисляется достаточно большое количество параметров, таким образом, механизм анализа среза образца представляется перспективным. Для найденных точек разработан механизм визуализации результатов моделирования, в качестве примера представлены зависимости потенциала и напряженности вдоль радиального среза (рис.2). Разработанный механизм построения срезов обладает достаточно высокой точностью и может быть применен в любом приложении, разработанном по технологии WPF.

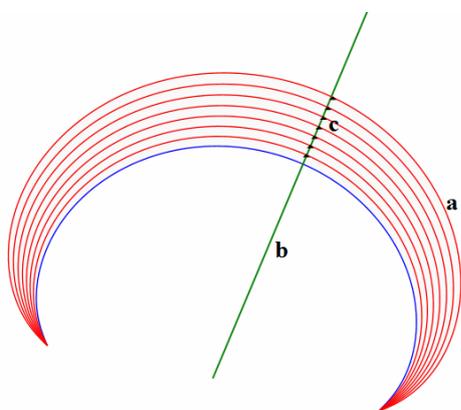


Рис. 1. Пример линии среза дислокационного сегмента

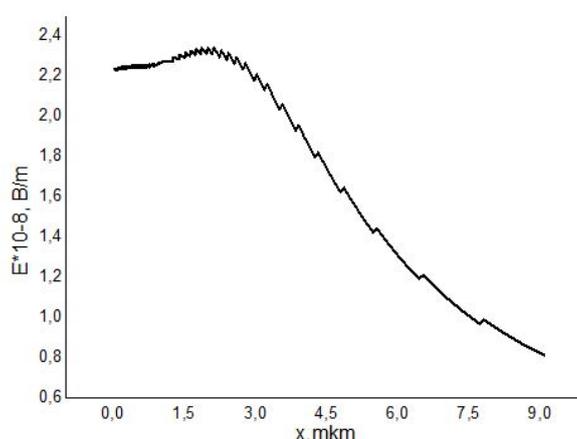


Рис. 2. Изменения напряженности вдоль радиального среза (рис.1, б)

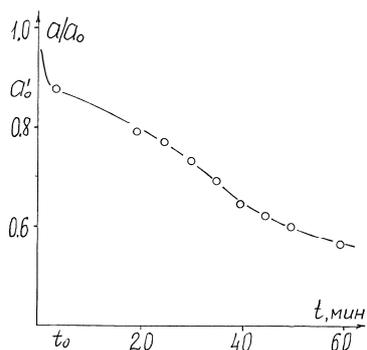
ДИСЛОКАЦИОННО-ДИФFUЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПОД НАГРУЗКОЙ

Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г.

Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина, г. Харьков, Украина

Yuri.I.Boiko@univer.kharkov.ua , marina_andreevna@inbox.ru

Исследовано залечивание тонких дискообразных полостей радиуса $a_0 \approx 3 \cdot 10^{-4}$ м и толщиной $c \approx 4 \cdot 10^{-6}$ м, моделирующих трещины, при температуре $T = 600^\circ\text{C}$ и одно-



осном сжатию напряжением σ ниже предела текучести. Несмотря на допороговость нагрузок, вследствие фактора концентрации напряжений вблизи вершины трещины (ВТ) [1], они в некоторой области (в зоне пластичности) превосходят порог Пайерлса σ_p и наблюдается залечивание трещины. Экспериментально сняты зависимости $(a/a'_0)(\sigma)|_{t=const}$ и $(a/a_0)(t)$, которая приведена на рисунке.

На первой быстрой стадии (до $t = t_0$) происходит пластическое течение материала, которое удобно для расчета трактовать как вынос из вершины трещины пустоты призматическими дислокационными петлями (ПДП) вакансионного типа радиуса R_l [2]. Вокруг ВТ быстро формируется дислокационное скопление (ДС), которое при $a = a'_0$ дезактивирует процесс рождения новых петель, и ДС приобретает равновесное состояние. В случае высоких температур имеет место растворение ПДП [3] и ДС переходит в состояние динамического равновесия – сколько петель растворилось, столько рождается новых и теперь скорость процесса залечивания определяется скоростью диффузионного растворения петель. Расчет в рамках изложенной модели приводит к соотношению:

$$1 - \left(\frac{a}{a'_0}\right)^2 = \frac{2}{(a'_0)^2} \frac{\pi a_0^{3/2} \sigma^3}{c^{3/2} \sigma_p^2} \left(\frac{D\omega}{kT} + \frac{4\pi(1-\nu)R_l D_i \Delta C_i}{Gb \ln(8R_l/b)} \right) (t - t_0). \quad (1)$$

Первое слагаемое в (1) обусловлено лапласовским, а второе – осмотическим сжатием петель (за счет пересыщения решетки межузельными атомами (МА)). Анализ экспериментальных данных показывает, что зависимость (1) выполняется и из нее следуют разумные оценки параметров ($\sigma_p \approx (0,3 - 0,75) \cdot 10^5 \text{ Н/м}^2$ и $\Delta C_i \approx 10^{-13}$). Такое пересыщение (ΔC_i), с учетом механизма рождения МА на пересечениях винтовых дислокаций [4] оказывается достижимым. Учитывая, что в ГЦК металлах МА образуют очень подвижные конфигурации (краудионы), энергия активации миграции которых $\approx 0,2 \text{ eV}$, делается вывод о возможном вкладе МА (краудионов) в залечивание трещин.

1. Д. Брок. Основы механики разрушения. М.: Высшая школа, 1980.- 368с.
2. Я.Е. Гегузин, В.Г. Кононенко, Чан ван Тоан. О залечивании изолированной поры в монокристаллах под влиянием давления всестороннего сжатия. //Порошковая металлургия.- 1976.- № 2, с.26-32.
3. А.М. Косевич, Э.К. Саралидзе, В.В. Слезов. Коалесценция дислокационных петель. //ФТТ.- 1964.- 6, №11.-с.3383-3391.
4. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1978.- 599с.

ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Мещеряков Ю.И.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия

Специфика динамического деформирования заключается в том что оно протекает по нескольким каналам одновременно – через дислокационное скольжение, двойникование, диффузию точечных и планарных дефектов и т.д. Вклад каждого из механизмов деформации не может быть точно учтен, поэтому искомая теоретическая модель, базирующаяся на физических механизмах деформирования, не может быть чисто детерминистской. Модель должна включать статистические переменные, а также обеспечивать «мягкую» связь динамических переменных, относящихся к разным масштабным уровням.

В настоящей работе предлагается двухуровневая модель, в которой определяющее уравнение Гилмана-Джонстона дополнено слагаемым, отражающим вклад мезоуровня в суммарную скорость пластической деформации

$$\frac{d\sigma}{dt} - \rho C_l^2 \frac{d\varepsilon}{dt} = -\frac{8}{3} \mu \left(\frac{d\gamma_d}{dt} + \frac{d\gamma_{ms}}{dt} \right), \quad (1)$$

Дислокационная компонента скорости пластической деформации выражается через плотность подвижных дислокаций N_m и среднюю скорость дислокаций V_d

$$\frac{d\gamma_d}{dt} = b N_m V_d, \quad (2)$$

Динамическая пластическая деформация мезоуровня определяется величиной вариации массовой скорости $\gamma_{ms} = D$. Как показывают эксперименты по одноосной деформации, вариация скорости (которая является количественной характеристикой интенсивности пульсаций массовой скорости на мезоуровне), в свою очередь пропорциональна суммарной макроскопической скорости деформации:

$$\gamma_{MS} = R \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (3)$$

Совместно с уравнениями баланса

$$\rho u_t - \sigma_x = 0, \quad u_x - \varepsilon_t = 0, \quad (4)$$

уравнения (1)– (4) представляют собой замкнутую систему, описывающую одноосную деформацию изотропного тела с определяющим уравнением релаксационного типа, причем релаксация осуществляется по двум каналам – дислокационному и мезоскопическому. Для стационарной ударной волны можно ввести одну независимую переменную $z = x - C_0 t$. В этом случае система уравнений сводится к уравнению второго порядка с квадратичной нелинейностью:

$$A_1 \frac{d^2 u}{dt^2} + A_2 \frac{du}{dt} + A_3 u^2 + A_4 u + A_5 = 0$$

Решение этого уравнения для конкретных параметров структуры материала (алюминий Д16) и импульса нагружения (скорость ударника 315 м/с) приводит к адекватному описанию ударных экспериментов.

Работа выполняется в рамках гранта РФФИ - проект № 12-01-00340а.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЗАРОЖДЕНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Жигачева Н.И., Мещеряков Ю. И., Диваков А.К., Макаревич И.П.,
Коновалов Г.В., Барахтин Б.К.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия

Ранее было показано, что ударном нагружении меди МЗ в условиях одноосной деформации (плоское соударение) в интервале скоростей ударника 400–500 м/с зарождаются структурные образования в виде трехмерных сеток микродвойников размером 5–30 мкм с расстоянием между ними 100–300 нм. В одном зерне зарождается до 500–1000 подобных объемных образований [1].

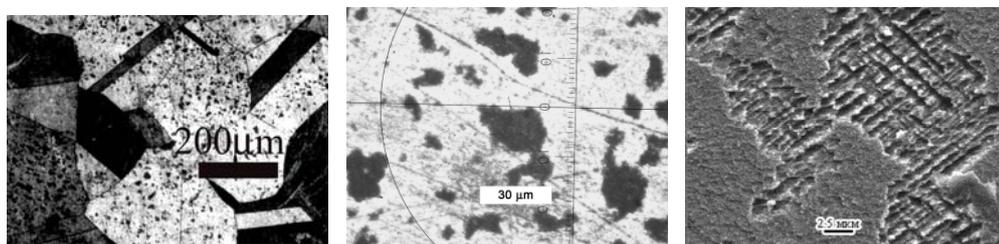


Рис.1. Микроструктура меди МЗ при скорости нагружения 460 м/с

В данной работе диапазон скоростей ударника был расширен и повторен на меди М3 и М2. Установлено, что с увеличением размера зерна и степени насыщенности этими образованиями тела зерна диапазоне скоростей ударника 400–570 м/с, увеличивается как твердость, так и откольная прочность материала (рис.2). Максимальный размер структурных образований и максимальная твердость материала достигается при скорости ударника 500 м/с. Выше указанной скорости происходит уменьшение размеров и при достижении скорости ударника 670 м/с структуры исчезают.

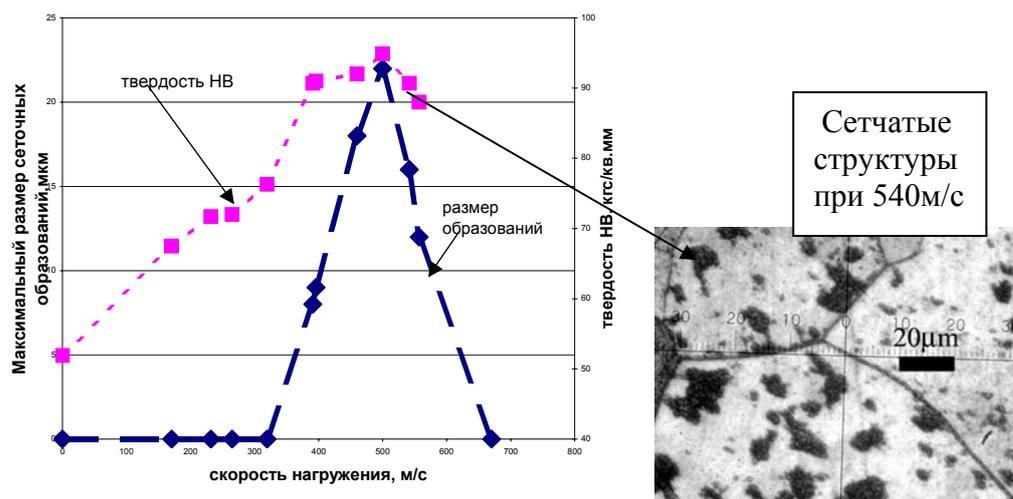


Рис.2

Работа выполняется в рамках гранта РФФИ - проект № 12-01-00340а.

1. Meshcheryakov Yu.I., Divakov A.K., Zhigacheva N.I., Makarevich I.P., Barakhtin B.K. Dynamic structures in shock-loaded copper. *Physical Review B*. 2008. V. 78, P. 64301-64316.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИ СТИМУЛИРОВАННОГО ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Алиев М.А., Чартаев Х.Ш.

Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института
bukilal@mail.ru

При разработке конструкционных материалов, обладающих нужными механическими свойствами, необходимо научиться управлять ими, не изменяя атомно-кристаллическую структуру кристалла, в отличие от классических методов (термообработка, легирование, наклеп и т.д.). Предложенная электростимулированная обработка полупроводниковых кристаллических тел привлекает внимание исследователей в последние годы из-за прикладного характера ее применения, на данном этапе развития науки получение материалов с управляемыми и заданными свойствами, используя традиционную технологию, практически невозможно. Свойства кристаллов качественно изменяются и задаются структурой, возникшей в динамике, при определенном соотношении внешних параметров воздействия к внутренним. Использование направленного потока электронов в качестве управляющего параметра возбуждения дислокационной системы кристалла, как показали наши исследования, позволяет влиять на ориентацию и распределение дислокационной структуры. Генерируемые при электропластической деформации дислокации имеют более упорядоченную и однородно ориентируемую структуру, в отличие от получаемых другими методиками. Кроме этого, как показали эксперименты, диффузия различных примесей с поверхности кристалла в его объем вдоль дислокационных трубок существенно ускоряется (на 4–6 порядков), особенно при генерации дислокаций методом электропластической деформации, с одновременной реализацией процесса диффузии. Это дает возможность, помимо управления свойствами материала путем создания наноструктурных элементов на основе дислокаций, дополнительно влиять на различные свойства путем диффузионного наполнения дислокационных трубок различными примесями.

Самоорганизация в ансамбле дефектов может приводить к достаточно сложному поведению системы на разных масштабных уровнях. Предложенный новый способ исследования механических характеристик полупроводниковых материалов, заключающийся в том, что процесс пластической деформации кристалла сопровождается одновременным прохождением электрического тока значительной плотности по кристаллу. Деформацию производили тремя способами: в условиях нагрева образца внешней печкой сопротивления (термопластическая деформация – ТПД) в условиях нагрева образца прохождением электрического тока через образец (электропластическая деформация – ЭПД), в условиях одновременной с деформацией реализации диффузии примесных атомов (электродиффузионнопластическая деформация – ЭДПД). Объектами исследования были монокристаллы германия р-типа проводимости, с размерами 14x8x5мм. Поверхность деформируемого образца начинает работать как источник дислокаций с диффузионной накачкой и успевает пополнять запас подвижных дислокаций взамен выбывших. последних. Экспериментально показано, что монокристаллы при электропластической деформации сокращаются не непрерывно, а скачкообразно, что приводит кривые зависимости $\sigma(\epsilon)$ и $\epsilon(t)$ к ступенчатому ходу, характерному для волнообразного процесса пластической деформации

КРУТИЛЬНЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЯ ПЕРЕМЕННОЙ ДЛИНЫ С ПРИКРЕПЛЕННЫМ МАССИВНЫМ ДИСКОМ

Литвинов В.Л.

СамГТУ, г.Сызрань, Россия,
vladlitvinov@rambler.ru

Рассмотрим крутильные колебания стержня переменной длины с прикрепленным массивным диском. Дифференциальное уравнение, описывающее крутильные колебания стержня, имеет вид:

$$\Phi_{tt}(x, t) - a^2 \Phi_{xx}(x, t) = 0. \quad (1)$$

Граничные условия можно записать следующим образом:

$$\Phi(0, t) = 0; \quad \Phi_x(l_0(t), t) = -\frac{1}{c^2} \Phi_{tt}(l_0(t), t). \quad (2)$$

В задаче (1)–(2) используются следующие обозначения:

$\Phi(x, t)$ – угол поворота сечения стержня; $a^2 = GJ / K$, G – модуль сдвига, J – полярный момент инерции, K – момент инерции единицы длины стержня; $c^2 = GJ / K_1$, K_1 – момент инерции диска относительно оси стержня; $l_0(t) = L_0 - v_0 t$ – закон движения правой границы, L_0 – начальная длина стержня.

Введем в поставленную задачу безразмерные переменные:

$$\xi = \frac{x}{L_0}; \quad \tau = \frac{a}{L_0} t; \quad \Phi(x, t) = \Theta(\xi, \tau). \quad (3)$$

В результате задача примет вид

$$\Theta_{\tau\tau}(\xi, \tau) - \Theta_{\xi\xi}(\xi, \tau) = 0; \quad (4)$$

$$\Theta(0, \tau) = 0; \quad \Theta_{\xi}(l(\tau), \tau) = -\frac{1}{\gamma^2} \Theta_{\tau\tau}(l(\tau), \tau), \quad (5)$$

где $l(\tau) = 1 + \varepsilon\tau$; $\varepsilon = -v_0 / a$; $\gamma^2 = c^2 L_0 / a^2$.

Для решения задачи (4)–(5) используем метод Канторовича - Галеркина [1]. Тогда ее решение будет иметь вид:

$$\Theta(\xi, \tau) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n(\tau) X_n(\xi, \varepsilon\tau).$$

Решая задачу:

$$X_{n\xi\xi}(\xi, \varepsilon\tau) + \omega_{0n}^2(\varepsilon\tau) X_n(\xi, \varepsilon\tau) = 0;$$

$$X_n(0, \varepsilon\tau) = 0; \quad \gamma^2 X_{n\xi}(l(\varepsilon\tau), \varepsilon\tau) - \omega_{0n}^2(\varepsilon\tau) X_n(l(\varepsilon\tau), \varepsilon\tau) = 0,$$

получим $X_n(\xi, \varepsilon\tau) \approx \sin \frac{\pi(n-1)\xi}{l(\varepsilon\tau)}$; $\omega_{0n}(\varepsilon\tau) = \frac{\pi(n-1)}{l(\varepsilon\tau)}$.

Амплитуда колебаний определяется в виде $A_n(\tau) = A_{0n}(\varepsilon\tau) y_n(\tau)$, при этом $A_{0n}(\varepsilon\tau) = 1 / \sqrt{l(\varepsilon\tau)}$, а $y_n(\tau)$ удовлетворяет следующему уравнению:

$$y_n''(\tau) + \omega_{0n}^2(\varepsilon\tau) y_n(\tau) = 0. \quad (6)$$

Решая уравнение (6) в общем виде, получим выражение для амплитуды:

$$A_n(\tau) = \frac{1}{\sqrt{\pi(n-1)}} ((C_n \cos w_n(\tau) + D_n \sin w_n(\tau)),$$

где $w_n(\tau) = \frac{\pi(n-1)}{\varepsilon} \ln(1 + \varepsilon\tau)$, а постоянные C_n, D_n выражаются из начальных условий.

1. Анисимов В.Н., Литвинов В.Л. Резонансные свойства механических объектов с движущимися границами: монография // В.Н. Анисимов, В.Л. Литвинов. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2009. – 131 с.: ил.

ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Ti–Al₃Ti ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Пацелов А. М., Лавриков Р. Д.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
patselov@imp.uran.ru*

Низкая стоимость исходного сырья, умеренные условия производства, простота моделирования требуемой структуры и многофункциональность слоистых композитов типа "металл - интерметаллид" обращают на себя все большее внимание как новый тип конструкционных и функциональных материалов. Области применения и масштабы использования таких композитов весьма разнообразны [1], однако все еще недостаточно данных о самих свойствах. В частности, недостаточно данных о прочности слоистых композитов Ti - Al₃Ti как при статических, так и динамических нагрузках для разных отношений толщин слоев металлической и интерметаллической составляющих. Отсутствие этих данных не позволяет определить оптимальное соотношение "металл-интерметаллид" в слоистом композите для заданных условий эксплуатации и вида нагружения.

В связи с вышеизложенным, методом реакционного спекания под давлением были синтезированы несколько вариантов слоистых композитов для системы титан-алюминий. Среди них, для последующего измерения механической прочности, использовались как композиты с неизрасходованным полностью алюминиевым слоем (результаты частично опубликованы в [2]), так и композиты с мотивом чередования слоев Ti–Al₃Ti, результаты измерения прочностных свойств которых составляют предмет настоящей работы.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта президиума УрО РАН № 11-2-13-РЦ. Измерения механической прочности слоистых композитов при статическом нагружении выполнены в Центре коллективного пользования "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" ИФМ УрО РАН. Измерения ударной вязкости проведены в центре коллективного пользования «Пластометрия» Института машиноведения УрО РАН.

1. Vecchio K.S. Synthetic multi-functional materials by design using metallic-intermetallic laminate (MIL) composites, в сборнике: Nano and microstructural design of advanced materials, Elsevier Ltd., USA, 2003. P. 243-254.
2. Пацелов А.М., и др., Синтез и свойства слоистых композитов системы Ti–Al с интерметаллидной прослойкой // Деформация и разрушение материалов, 2010. № 6. С.27-31.

КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В H₂S СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

Иоффе А.В.¹, Выбойщик М.А.², Князькин С.А.¹, Зырянов А.О.¹

¹ ООО «Самарский инженерно-технический центр», Самара, Россия,
ioffe@eor.samara.ru

² Тольяттинский государственный университет, vma@land.ru

Целью данной работы является сравнительный анализ процессов накопления повреждаемости в марганцовистых и хромосодержащих сталях в H₂S насыщенных средах при лабораторных испытаниях и реальных условиях эксплуатации.

Оценку процесса накопления повреждаемости металла в H₂S-насыщенных средах проводили на насосно-компрессорных трубах (НКТ) из стали марок 35Г2С и 30ХМА.

Испытания образцов из стали 35Г2С и 30ХМА на стойкость к СКРН в лабораторных условиях проводили по стандарту NACE TM0177, метод А. На образце из стали 30ХМА для сокращения времени испытаний дополнительно наносили кольцевой надрез. Так же исследовали изменение структуры НКТ после длительной эксплуатации и аварийных разрушений.

Протекание процесса СКРН в стали 35Г2С в лабораторных и реальных условиях эксплуатации имеет идентичный характер – он связан с накоплением водородной повреждаемости стали и происходит в следующей последовательности:

- атомарный водород, образующийся под действием коррозионной среды, проникает вглубь металла, восстанавливает неметаллические включения (оксисульфиды или сульфиды) или молизуется на дефектах;
- это приводит к растрескиванию материала по границе включения – матрица и накоплению в образовавшихся полостях молекулярного водорода;
- металл у включения пластически деформируется, что приводит к ускорению его наводороживания и охрупчиванию;
- в дальнейшем концентрация водородных ловушек в металле достигает критической величины, а локальное напряжение внутри ловушек приводит к образованию микротрещин.
- охрупченные участки от разных включений сливаются, возникают кластеры скольных или квазискольных фасеток, перерастающие в трещины СКРН, которые вызывают разрушение образца.

Сталь 30ХМА, которая считается стойкой к СКРН, так же подвержена изменению прочностных и вязко-пластических свойств при выдержке под нагрузкой в сероводородсодержащей среде. На изломах образцов после выдержки под нагрузкой в H₂S насыщенной среде отмечено образование квазихрупких участков – «рыбьих глаз», появление которых можно связать с деформацией металла вокруг неметаллических включений. Увеличение выдержки до 720 часов приводит к образованию на изломе так называемого «мозгового рельефа» в виде квазихрупких фасеток, не связанных с неметаллическими включениями. При растяжении образца после выдержки 720 часов σ_B уменьшается на 40%, что свидетельствует об охрупчивании стали.

На изломе образца НКТ, которая эксплуатировалась в течение 750 суток в скважине, так же были обнаружены «рыбьи глаза» – квазихрупкие участки вокруг неметаллических включений, что свидетельствуют о существенном изменении свойств металла в процессе эксплуатации.

Механизм развития разрушения НКТ при эксплуатации в средах с повышенным содержанием H₂S, для марганцовистых и хромосодержащих сталей, практически идентичен механизму СКРН, наблюдаемому при лабораторных испытаниях для этих сталей

по стандарту NACE TM 0177, что определяет надежность показателей стойкости к СКРН (σ_{th} и K_{ISSC}) получаемых по этому стандарту.

КОРРОЗИОННОЕ РАЗРУШЕНИЕ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В СРЕДАХ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕКИСЛОГО ГАЗА

Иоффе А.В.¹, Выбойщик М.А.², Князькин С.А.¹, Зырянов А.О.¹

¹ ООО «Самарский инженерно-технический центр», Самара, Россия,
ioffe@eor.samara.ru

² Тольяттинский государственный университет, vma@land.ru

Низкий срок эксплуатации НКТ из наиболее широко используемых марок сталей типа 35Г2С и 30ХМА и частые случаи их аварийного разрушения требуют более подробного изучения механизма и кинетики развития повреждаемости в конкретных условиях эксплуатации определенных нефтяных месторождений. Так же актуальной задачей является оценка возможности получения представления о процессах развития повреждаемости НКТ в реальных условиях эксплуатации при помощи существующих лабораторных методов изучения углекислотной коррозии. Перечисленные вопросы и являются целью исследований данной работы.

В ходе работы проведен сравнительный анализ развития коррозионного разрушения НКТ из указанных марок сталей в процессе лабораторных испытаний и эксплуатации в условиях нефтепромыслов.

Лабораторные испытания на стойкость в CO_2 -содержащей среде проводили при температуре 60°C (температура среды в средней части скважины) в специальной герметичной термостатированной емкости с CO_2 насыщенной средой, в течение 120 часов. Содержание O_2 не превышало 0,1 ppm. Рабочее давление в системе составляло 1,5 атм., что соответствует парциальному давлению CO_2 равному 2,5 атм. Строение и состав продуктов коррозии, образовавшихся в ходе выдержки в модельной среде, изучали на растровом электронном микроскопе фирмы FEI, марки INSPECT S. Фазовый состав продуктов коррозии оценивали на дифрактометре ДРОН-3.

Для изучения состояния внутренней поверхности труб и сравнения с результатами лабораторных исследований были отобраны образцы НКТ из стали 35Г2С и 30ХМА после эксплуатации 120 и 105 суток в скважинах месторождений Западной Сибири, характеризующихся повышенным содержанием углекислого газа, растворенного в попутной воде.

Основные выводы и результаты работы:

1. После выдержки (120 часов) в лабораторных условиях в CO_2 насыщенной среде на образцах НКТ из стали 35Г2С и 30ХМА образцы покрылись относительно равномерным слоем продуктов коррозии. Язвенные поражения отсутствовали, что свидетельствует о протекании процесса общей карбонатной коррозии. Скорость коррозии составила 5,1 и 2,2 мм/год для сталей 35Г2С и 30ХМА соответственно;
2. Эксплуатация НКТ из сталей 35Г2С (120 суток) и 30ХМА (105 суток) в средах с повышенным содержанием CO_2 привела к утонению стенки трубы, появлению глубоких язв, в том числе сквозных, что обусловлено углекислотной коррозией в её наиболее агрессивной форме;
3. Продукты углекислотной коррозии на трубах из стали 35Г2С состоят из карбонатов ($FeCO_3$), гидроксидов ($FeOOH$) железа и содержат в своем объеме пластинки цементита и неметаллические включения, унаследованные от исходного металла. На стали 30ХМА кроме перечисленных составляющих присутствует аморфная фаза (предполо-

жительно CrOH_3), препятствующая проникновению ионов CO_3^{2-} , HCO_3^- и Cl^- , что выражается в снижении скорости общей коррозии в два раза. Состав и строение продуктов коррозии при лабораторных и промышленных испытаниях практически идентичны;

4. Используемые в настоящее время для производства НКТ марганцовистые и хромо-молибденовые стали не обладают стойкостью к язвенной углекислотной коррозии и требуется новый подход к решению этого вопроса.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 08ХМФБЧА ПРИ ЗАКАЛКЕ И ОТПУСКЕ

Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Денисова Т.В., Трифонова Е.А.,

ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара, Россия
ioffe@eor.samara.ru

Последнее время для повышения механических и коррозионных свойств низкоуглеродистые трубные стали дополнительно легируют хромом, молибденом и ванадием. Наиболее удачным представителем этого направления является сталь 08ХМФБЧА. Термическая обработка таких сталей (закалка с аустенитной области и высокотемпературный отпуск) вместо традиционной для низкоуглеродистых сталей нормализации, позволяет значительно повысить как уровень механических свойств, так и коррозионную стойкость металла труб в H_2S и CO_2 – содержащих средах.

Образцы из стали 08ХМФБЧА подвергали термической обработке, включающей: закалку из аустенитной области при 900°C и высокотемпературный отпуск в интервале $650\text{--}720^\circ\text{C}$ в течение 50 минут. Результаты механических и коррозионных свойств приведены в табл. 1.

Таблица 1

Режим термической обработки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	KCV^{60} , Дж/см ²	σ_{th} , %	K_{ISSC} , МПа√м
Закалка 900°C	785	680	24	205	-	-
Закалка 900°C +Отпуск 650°C	720	570	25	250	80	35,7
Закалка 900°C +отпуск 680°C	615	510	28	280	80	38,8
Закалка 900°C +отпуск 700°C	530	410	28	290	85	42,9
Закалка 900°C +отпуск 720°C	525	405	27	315	85	43,4

Основные выводы и результаты работы:

1. Следует отметить, что уже после закалки металл имеет необычно высокие значения вязко-пластических свойств ($\delta \approx 24\%$, $\text{KCV}^{60} \approx 209$ Дж/см²), что обусловлено сформировавшейся регулярной структурой, представленной зернами феррита, выделившихся по границам аустенитного зерна, и разнонаправленными пакетами речного бейнита.

2. Проведение термической обработки по режиму: закалка + отпуск позволяет значительно расширить область применения труб из стали 08ХМФБЧА, в частности термическая обработка по режиму закалка + отпуск 650°C обеспечивает получение свойств группы прочности «Е» для насосно-компрессорных и обсадных труб.

3. Экспериментальные трубы из стали 08ХМФБЧА (закалка + отпуск 700°C) обеспечили безаварийную работу участка (1600м) системы нефтегазопровода Саматлорского месторождения в течение 7 лет при обычном сроке эксплуатации не превышающем 2 года.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ, МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15X5M

Иоффе А.В.¹, Тетюева Т.В.¹, Выбойщик М.А.², Князькин С.А.¹,
Трифорова Е.А.¹, Зырянов А.О.¹

¹ ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара, Россия
ioffe@eor.samara.ru

² Тольяттинский государственный университет, vma@land.ru

В данной работе исследуется влияние микролегирувания и модифицирование редкоземельными металлами (РЗМ) стали 15X5M на стойкость к углекислотной коррозии и СКРН. В качестве критерия успешного решения поставленной задачи использовали возможность достижения для НКТ следующих показателей: прочностные свойства – предел текучести в интервале 552–655 МПа, что соответствует требованиям API 5ct для группы прочности L80, хладостойкость – ударная вязкость не менее 98 Дж/см² при –50°C, стойкость к СКРН – коэффициент $K_{I_{SSC}}$ не менее 25 МПа м^{1/2}, при значительном повышении стойкости к углекислотной коррозии (по наработке на отказ более 3 раз) по сравнению с НКТ из стали 35Г2С.

Систему легирувания выбрали на основе модели создания дополнительных «микроловушек» атомарного водорода, где мощными «ловушками» являются карбиды. Учитывая, что карбиды NbC и VC мелкодисперсны и выделяются равномерно по структуре, сталь микролегирували ванадием и ниобием в количестве 0,05 % и 0,06 %, соответственно. Для глобуляризации неметаллических включений, а также повышения коррозионной стойкости сталь была модифицирована РЗМ.

Разработанный химический состав запатентован, стали присвоена марка 15X5MФБЧ.

Режим термической обработки подбирали с учетом изменения механических свойств и коррозионной стойкости металла труб в зависимости от температуры отпуска. В результате отпуска при 730°C металл имеет однородную мелкозернистую феррито-карбидную структуру. Наблюдается большое количество карбидов округлой (Me_3C), удлиненной (Me_7C_3) формы и мелкодисперсных VC (рис. 1). На границах бывшего аустенитного зерна начинается зарождение и последующий рост новых рекристаллизованных зерен феррита. Отпуск в интервале 720–730°C обеспечивает требуемую стойкость к СКРН (значения $K_{I_{SSC}} \geq 25$ МПа м^{1/2} и $\sigma_{th} = 75\%$ от σ_T) и прочностные свойства на уровне 700–750МПа.

При проведении лабораторных испытаний на стойкость стали 15X5MФБЧ к углекислотной коррозии установлено, что образцы металла покрываются обогащенным хромом (до 40% масс.) слоем продуктов коррозии, тормозящим коррозионное разрушение.

В опытной подвеске НКТ из стали 15X5MФБЧ после 855 суток эксплуатации в нефтяной скважине с высоким содержанием углекислого газа в транспортируемой среде не обнаружено проявления язвенной коррозии. Как и в лабораторных условиях контактирующий со средой металл покрывается защитным слоем продуктов коррозии, обогащенных хромом и молибденом. При этом на границе раздела металл-продукты коррозии создаются условия для образования тонкой (менее 1мкм) пассивирующей пленки оксидов хрома и железа (рис. 2), что приводит к значительному снижению скорости коррозии вплоть до её полной остановки. Нарботка опытных НКТ в три раза превысила средний срок безаварийной эксплуатации НКТ из стали 35Г2С на данной скважине.

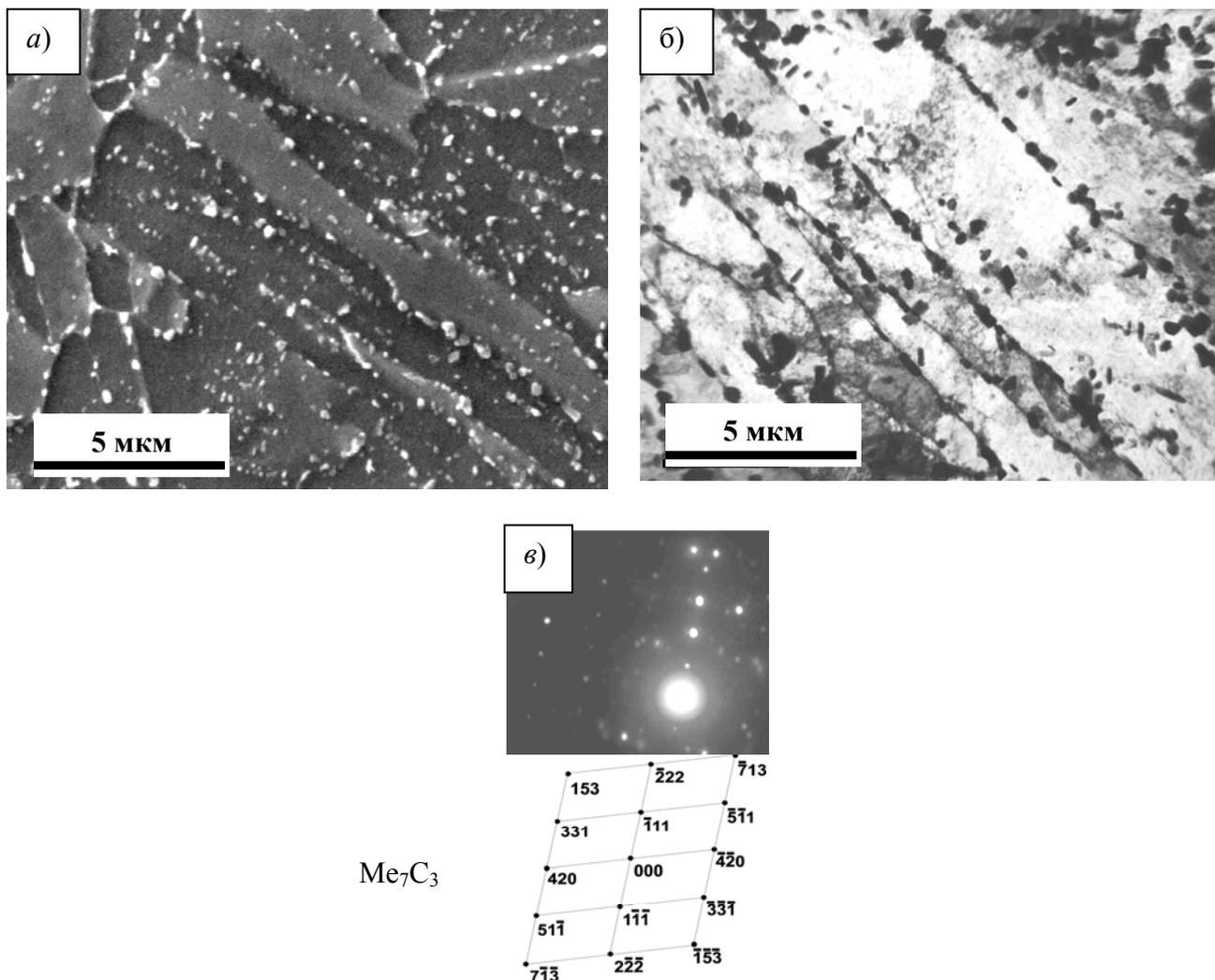


Рис. 1. Микроструктура металла труб из стали 15X5MФБЧ и дифракционный состав карбидов после нормализации с ВВС+ отпуск 720-730°C: *а* – растровая микроскопия; *б* – электронная микроскопия на просвет; *в* – дифракционная картина.

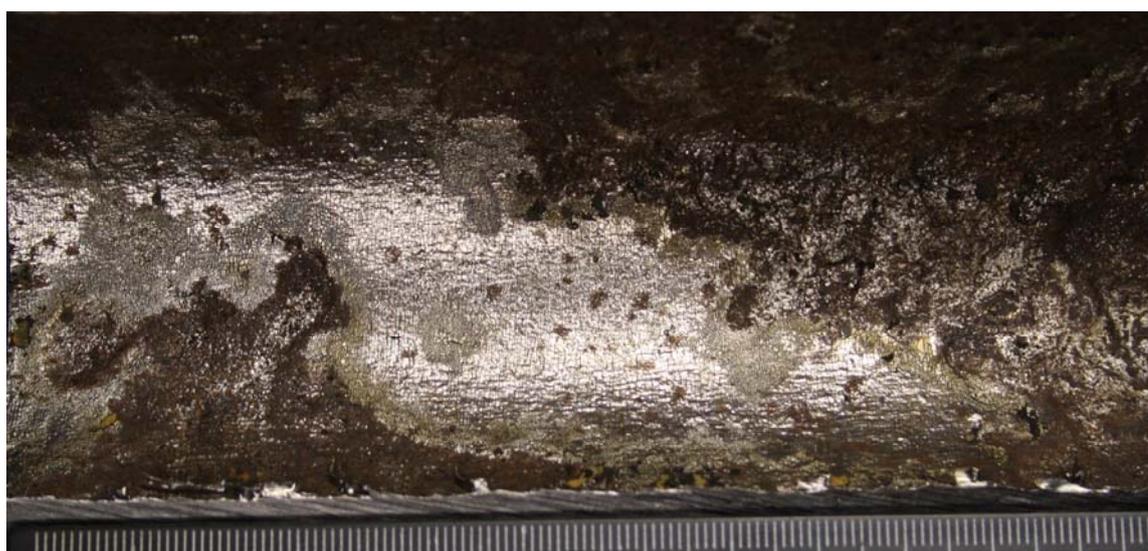


Рис. 2. Внутренняя поверхность НКТ из стали 15X5MФБЧ после 540 суток эксплуатации в скважине с повышенным содержанием CO_2 : блестящие участки покрыты пассивирующей оксидной пленкой.

РАЗРАБОТКА СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ВЫСОКОЙ РАБОТОСПОСОБНОСТИ В КОРРОЗИОННО-АКТИВНЫХ СРЕДАХ

Иоффе А.В.¹, Выбойщик М.А.², Князькин С.А.¹, Зырянов А.О.¹

¹ ООО «Самарский инженерно-технический центр», Самара, Россия,

ioffe@eor.samara.ru

² Тольяттинский государственный университет,

vma@land.ru

Изучали механизмы коррозионно-механического разрушения насосно-компрессорных труб при эксплуатации в нефтяных средах с повышенным содержанием углекислого газа и сероводорода.

Исследования проводили на широко используемых в настоящее время НКТ из сталей марок типа 35Г2С и 30ХМА и экспериментальной стали 15Х5М. Проведенный анализ большого количества аварийных НКТ, эксплуатировавшихся в скважинах месторождений Западной Сибири, и комплекс лабораторных исследований, позволили выявить следующие особенности:

- НКТ из сталей типа 35Г2С подвержены сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением при эксплуатации в средах с повышенным содержанием H_2S и язвенной углекислотной коррозии в средах с повышенным содержанием CO_2 ;

- НКТ из сталей типа 30ХМА обладают повышенной стойкостью к СКРН, но при этом подвержены язвенной углекислотной коррозии.

Поэтому разработка сталей для изготовления НКТ, обладающих высокими прочностными свойствами и повышенной стойкостью к СКРН и углекислотной язвенной коррозии при эксплуатации в нефтяных средах с повышенной коррозионной активностью является актуальной задачей. Указанными свойствами обладает сталь, содержащая до 5% Cr и легированная молибденом. Сложный режим термической обработки может обеспечить высокую стойкость к CO_2 коррозии за счет сохранения большего количества хрома в твердом растворе, а стойкость к СКРН благодаря равномерно распределенным «микрولوшкам» атомарного водорода – карбидам Mo_2C .

Перспективность использования в качестве базовой стали 15Х5М очевидна. Однако для повышения работоспособности НКТ в условиях высокой агрессивности добываемых сред требуется оптимизация состава и микроструктуры за счет микролегирования ванадием и модифицирования РЗМ, а так же разработка специального режима термической обработки. Химический состав стали запатентован, и ей присвоена марка стали 15Х5МФБЧ.

Модифицирование РЗМ позволило получить сложные по составу неметаллические включения округлой формы, что значительно увеличило стойкость к СКРН. Микролегирование ванадием повысило дисперсность карбидной фазы и соответственно стойкость к СКРН и ударную вязкость.

Термообработка (нормализация + отпуск $730^\circ C$) обеспечила для стали 15Х5МФБЧ механические свойства на уровне групп прочности К, Е (ГОСТ 633-80) и L80 (API 5ct) в сочетании с высокими показателями стойкости к СКРН ($K_{ISSC} = 31 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ и $\sigma_{th} = 80\%$ от $\sigma_{0,2}$).

Лабораторные и промышленные испытания показали высокую стойкость стали 15Х5МФБЧ к углекислотной язвенной коррозии за счет образования обогащенных хромом и молибденом продуктов коррозии.

РАСЧЕТ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЧАСТИЦ ПОРОШКА ПРИ ВЗРЫВНОМ НАПЫЛЕНИИ

Крестелев А.И.

СамГТУ, Самара, Россия,
a.kretelev@yandex.ru

Нанесение различного рода покрытий на поверхность металлов и сплавов используется для увеличения прочностных и износостойких свойств материалов. Существует множество различных технологических схем осуществления этого процесса. Среди них можно выделить взрывное напыление частиц порошка на поверхность металла. Для того, чтобы образовалось однородное покрытие с хорошей адгезией, необходимо точно рассчитать параметры взрывной ударной волны и динамические характеристики увлекаемых этой взрывной волной частиц порошка.

В данной работе приводятся результаты теоретического анализа взаимодействия продуктов детонации заряда взрывчатого вещества (ВВ) с частицами порошка, увлекаемыми фронтом взрывной волны. При этом учитывается, что энергия, получаемая частицами порошка, распределяется между динамической составляющей и тепловой. Чем больше масса частицы, тем больше тепловые потери и соответственно сильнее разогревается частица порошка.

Основными характеристиками, определяющими характер взаимодействия частиц порошка с подложкой, на которую наносится покрытие, являются энергия движения частицы и ее скорость. Динамические характеристики частиц порошка формируются в результате неупругого взаимодействия ее с частицами продуктов детонации – в основном, это молекулы сжатых газов. Расчеты показали, что скорость движения частиц порошка зависит от параметров продуктов детонации ВВ и определяется соотношением:

$$v = \frac{\rho_d \cdot S}{M} \cdot \int_0^r u(r) \cdot dr ,$$

где ρ_d – плотность продуктов детонации, M – масса частицы, S – площадь ее сечения, $u(r)$ – массовая скорость продуктов детонации, которая определяется соотношением:

$$u(r) = u_H + \int_p^{p_H} \frac{dp}{\rho_d \cdot c} ,$$

где u_H – скорость продуктов детонации за фронтом волны, p_H – давление во фронте детонационной волны, c – скорость звук в продуктах детонации.

Очень важно, в каком агрегатном состоянии долетает частица порошка до поверхности подложки, а это определяется температурой нагрева частицы. Зная скорость движения частицы v , можно определить количество поглощенной теплоты и конечную температуру в момент взаимодействия с подложкой. Как показывает анализ, все динамические и тепловые характеристики процесса в конечном итоге зависят от рода взрывчатого вещества, плотности частиц порошка и параметров взрывной ударной волны.

ИЗУЧЕНИЕ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ ПАРОВ АДАМАНТАНА В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Новиков В.А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
vladislav_novyi@mail.ru

Адамantan и его производные с их уникальной алмазоподобной молекулярной структурой даже в молекулярном состоянии являются естественными элементами наномира. Они относятся к одним из наиболее интересных и перспективных веществ [1–5]. В области физико-химии адамantanов ощущается недостаток знания реакций веществ на такие физические воздействия, как различные виды электрических разрядов, электромагнитных полей различных частотных диапазонов, в том числе лазерного излучения. Тем самым упускается возможность управления их поведением и направленного формирования новых полезных структур. Одним из методов управляемого синтеза структур является плазмохимическая полимеризация. Формирование полимеров под действием тлеющего разряда в парах мономера протекает одновременно на электродах, различных поверхностях и в объеме реактора. Возникающие в объеме разряда дисперсные частицы полимера встраиваются в пленки и влияют на структуру и свойства формируемых покрытий [6]. Кроме того, как было показано в работе [7], образующийся полимерный тонкодисперсный нанопорошок обладает весьма ценными в практическом отношении свойствами. Количество выпадающего порошка, его распределение по размерам зависит от параметров разряда: частоты и плотности тока, давления в камере; типа реактора: проточный либо замкнутый; химических и электростатических свойств поверхности, температуры и положения подложки, на которую порошок закрепляется, и от химического состава газовой фазы [1].

Цель работы – определение основных закономерностей и продуктов плазмохимической полимеризации на основе паров адамantanа, установление их надмолекулярной структуры и роли в формировании поверхностных покрытий.

Список литературы

1. Ah-Young Jee and Minyung Lee. // Carbon. 2009. V. 47. Iss10. P. 2546-2548
2. М. Костюкова. Гидрофобные и флуоресцирующие наноалмазы// NanoWeek.-23 - 29 марта 2009 г. No. 60
3. J. Robertson. //Materials Science and Engineering. 2002. R 37. P.129-281
4. S.F. Sciamanna, A.W. Tudhope, R.M. Carlson, W.J. Boardman, T.B. Casserly, P.J. Hazarika, D. Upadhyaya. Method for producing amorphous carbon coatings on external surfaces using diamondoid precursors//US Patent Appl. Publ. 2009. No US 2009/0029067 A1
5. In-Kyu Park, Horst A. von Recum, Shaoyi Jiang, Suzie H. Pun. // Langmuir. 2006. V. 22. No 20. P. 8478–8484 DOI: 10.1021/la061757s

ВЫБОР РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

Дворова Н.В., Муратов В.С., Хамин О.Н.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия*

Качество ионно-плазменных покрытий на деформируемых сплавах алюминия в значительной мере зависит от состояния поверхности перед нанесением покрытия. Для данных алюминиевых сплавов наиболее важными являются вопросы структурной однородности поверхности и ее шероховатость. Структурная однородность позволяет обеспечить однородность свойств покрытия по поверхности, а минимальная шероховатость – адгезионную прочность, стойкость при окислении и абразивном износе. Однако даже при одинаковом значении шероховатости микрогеометрия поверхности после полировки будет зависеть от ее твердости. При низких значениях твердости доля процесса резания микровыступов при мехобработке будет меньше доли их пластической деформации. При деформации происходит загиб микровыступов, под которыми остаются различные загрязнения даже после тщательной очистки поверхности перед нанесением покрытия. Этим объясняется снижение качества ионно-плазменных покрытий и наличие микродуг.

Вопросы обеспечения однородности структуры поверхности и высоких значений ее твердости могут быть решены за счет термической обработки алюминиевых сплавов.

В настоящей работе исследовались различные варианты термической обработки для сплава 1160 (Д16): свежезакаленное состояние; закалка + старение; кратные закалки + старение. После термической обработки проводили полировку изделий по одинаковым режимам. В качестве оптимальных режимов термической обработки были выбраны режимы, которые одновременно обеспечивают минимальное значение шероховатости поверхности и ее максимальную твердость. Варианты проводимых термических обработок: 4-х кратная закалка 490-500 °С + искусственное старение при 120° в течении 2 час. 30 мин; 3-х кратная закалка + старение в течении 4-х суток.

Затем на термически обработанные изделия из сплава 1160 с различными вариантами наносили декоративное покрытие TiN (нитрид титана) по одинаковым режимам. Оценивали такие показатели поверхности как: шероховатость и толщину покрытия, адгезионную прочность, однородность цвета. Наилучшие показатели оказались у изделий после термической обработки, указанных выше. На изделиях без термической обработки шероховатость поверхности с покрытием увеличилась на 0,1 мкм по сравнению с таковой без покрытия, а на покрытии наблюдалось большое количество микродуг (загрязнения проявили себя в процессе нанесения покрытия).

Таким образом, полученные режимы термической обработки сплава 1160 дают возможность получать качественные декоративные ионно-плазменные покрытия на деформируемых алюминиевых сплавах.

ОСОБЕННОСТИ РАСШИФРОВКИ ДИЛАТОГРАММ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ

Цветкова К.Ю.¹, Михайлов С.Б.¹, Бункин Д.А.¹, Михайлова Н.А.²

¹ УрФУ, г.Екатеринбург, РФ,

² УрГУПС, г.Екатеринбург, РФ,

cvetkovaky@mail.ru, msb@mail66.ru

Существует большой класс метастабильных аустенитных сталей МАС, упрочняемых дисперсионным твердением, при этом часто применяется технология предварительной пластической деформации с последующим старением. При использовании данной технологии необходимо знать особенности фазовых превращений в стали при нагреве предварительно закаленных и деформированных состояний. В качестве одного из методов изучения подобных превращений может быть использован метод дилатометрии.

В данной работе измерения в процессе нагрева и последующего охлаждения образцов метастабильной аустенитной хромоникелевой стали производили на дилатометре с электронным блоком регистрации информации, позволяющем получать экспериментальные кривые на основе нескольких тысяч точек.

В процессе нагрева до 900⁰С предварительно закаленной и деформированной структуры происходит выделение карбидных и интерметаллидных фаз в мартенсите деформации, превращение мартенсита деформации в аустенит, растворением карбидных и интерметаллидных фаз в аустените, что сопровождается довольно сложным ходом дилатометрической кривой, затрудняющим ее расшифровку. В связи с этим, дополнительно использовали результаты дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC), на кривых которых четко проявляются тепловые эффекты выделения и растворения карбидных и интерметаллидных фаз.

В процессе расшифровки дилатограмм выяснилось, что работа электронного регулятора температуры дилатометра способствует появлению значительной погрешности при математической обработке дилатометрической кривой. Это потребовало дополнительных приемов при подобной обработке результатов в виде их усреднения в пределах шага регулятора, что резко сократило погрешность и позволило оценить истинные значения ТКЛР.

Для последующего анализа получаемых кривых ТКЛР предложено проводить базовую кривую – фон ТКЛР. В данном случае выделение фона производилось по реперным точкам, т.е. по участкам дилатограмм, где однозначно не реализуются фазовые и структурные превращения. Отталкиваясь от фоновой кривой и зная интервалы выделения карбидных и интерметаллидных фаз по DSC, удалось интерпретировать дилатометрические эффекты, отражающие отдельно $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, выделение карбидных и интерметаллидных фаз и их растворение.

Предлагаемый подход при дальнейшем совершенствовании может позволить получать оперативную информацию о процессах, протекающих в МАС в зависимости от пластической деформации, легирования и т.д.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ПОРОШКОВЫХ ЛИГАТУР СИСТЕМЫ Al-Ti-C

Шишкина Ю.А., Баглюк Г. А., Мамонова А. А., Тихонова И.Б.

*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев,
gbag@rambler.ru*

Одним из наиболее эффективных методов получения высокопрочных алюмоматричных композитов с карбидтитановой упрочняющей фазой является технологический подход, предусматривающий использование лигатур, содержащих дисперсные упрочняющие частицы, полученные термическим синтезом из смеси порошков Al, Ti и C [1]. Целью настоящей работы являлось изучение влияния процентного содержания компонентов смеси на структуру, фазовый и химический состав образцов после термического синтеза.

Исходные порошки титана, алюминия и графита смешивали в следующих пропорциях, обеспечивающих образование после термического синтеза содержание упрочняющей фазы TiC в количестве 55 %, 60 % и 65 %:

- 35 % Al; 10 % C; 55 % Ti;
- 35 % Al; 13 % C; 52 % Ti;
- 40 % Al; 6 % C; 54 % Ti;
- 45 % Al; 11 % C; 44 % Ti.

Термический синтез брикетов проводили в аргоне при 950 °С на протяжении 60 мин. Результаты микроструктурного анализа полученных лигатур показали наличие в составе синтезированных лигатур равномерно распределенных в серой металлической матрице светлых частиц упрочняющей фазы разной дисперсности и формы. В образцах с наименьшим содержанием углерода светлые включения представляют собой разорентированные вытянутые иглоподобные зерна, тогда как во всех остальных образцах у частиц светлой фазы сферическая форма (рис. 1).

Рентгенофазовый анализ показал наличие в образцах после термического синтеза линий TiC и тройных карбидов Ti₂AlC, Ti₃AlC. Образец состава 35Al-9,75C-55,25Ti единственный, в котором зафиксированы фазы карбида Ti₂AlC и карбида алюминия Al₄C₃.

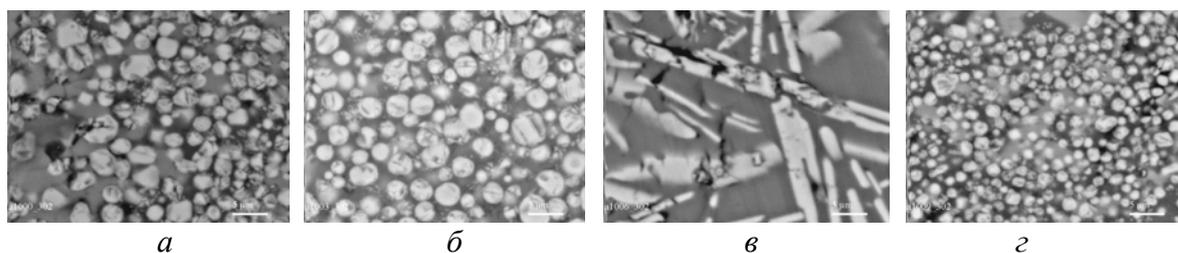


Рис. 1. Микроструктура лигатур системы Al-Ti-C после термического синтеза; содержание компонентов исходной смеси (масс. %):
a – 35Al-10C-55Ti; *б* – 35Al-13C-52Ti; *в* – 40Al-6C-54Ti; *з* – 45Al-11C-44Ti

1. Selcuk C. Al-TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesised from reacted elemental powders / C. Selcuk, A.R. Kennedy // Materials Letters. – 2006. – Vol. 60. – P. 3364-3366.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА БОРИРОВАННЫХ СЛОЕВ НА ПОРИСТЫХ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ

Мамонова А. А., Баглюк Г. А., Пятачук С. Г., Сосновский Л.А.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев,
gbag@rambler.ru

Борирование является эффективным методом термохимической обработки металлических материалов, сопровождающееся диффузией атомов бора в поверхность образца с формированием боридных фаз металла основы, позволяющих существенно повысить ее твердость, износостойкость и коррозионную стойкость. В то же время, применительно к спеченным порошковым сталям процесс борирования изучен недостаточно.

В связи с этим, целью настоящей работы являлось исследование структуры и фазового состава борированных образцов, полученных насыщением пористых железоуглеродистых порошковых сплавов с использованием различных вариантов борлирующих смесей.

В качестве исходного материала для исследований использовались прессованные при 700 МПа из смеси железного порошка марки ПРЖВ 200.28 и 0,8 % (масс.) графита. Процесс борирования совмещался со спеканием, которое осуществляли в засыпке борлирующей смеси при $t=1100^{\circ}\text{C}$ в течение 3 часов в контейнере с плавким затвором. Исследовались различные варианты составов борлирующей смеси с использованием AlF_3 в качестве активатора спекания. Результаты исследований показали, что увеличение содержания AlF_3 от 2 до 4 % приводит к росту микротвердости поверхности до 23 ГПа по сравнению с 16–18 ГПа для 2 % AlF_3 .

Дифракционный спектр поверхности образца с 4 % AlF_3 представлен практически моноборидом Fe_2B с орторомбической решеткой, в небольшом количестве карбоборидом $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ с кубической решеткой, полуборид Fe_2B в виде следов. Рентгеновский спектр диффузионного слоя образца с 2 % AlF_3 состоит из Fe_2B и Fe_2B , с преимущественным содержанием Fe_2B . Вычисленные значения параметров орторомбической решетки боридов диффузионного слоя свидетельствуют о легировании боридов углеродом, что повышает твердость боридной фазы.

Результаты рентгеноструктурного исследования переходной зоны образцов с 2 и 4% AlF_3 свидетельствуют о влиянии содержания активирующей добавки на фазовый состав и параметры решетки образующихся химических соединений. С увеличением AlF_3 повышается активность выделения из сложного твердого раствора железа легирующих элементов с образованием боридных фаз. В переходной зоне образца с 4% AlF_3 установлено наличие следующих фаз: борид Fe_2B , бороцементит $\text{Fe}_3(\text{B}_{0.7}\text{C}_{0.3})$, карбоборид $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$. В переходной зоне образца с 2% AlF_3 фиксируются Fe_2B и $\text{Fe}_3(\text{B}_{0.7}\text{C}_{0.3})$. Выделяющийся из твердого раствора Fe_2B в переходной зоне, как правило, обладает повышенным содержанием бора. В представленном эксперименте это подтверждается рассчитанными значениями параметров решетки Fe_2B . Образование бороцементита обусловлено формированием в переходной зоне цементита, который легируется бором без изменения решетки, увеличивая его твердость. С увеличением AlF_3 в борлирующей смеси повышается активность выделения легирующих элементов из сложного твердого раствора железа с образованием боридных фаз, что приводит к обеднению твердого раствора на легирующие элементы, фиксируемое параметрами решетки железа.

ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni₃Al В ЗАВИСИМОСТИ ОТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ

Голубовский Е.Р.¹, Бычков Н.Г.¹, Хамидуллин А.Ш.¹, Базылева О.А.²

¹ ФГУП ЦИАМ им.П.И. Баранова, Москва,

² ФГУП ВИАМ, Москва Россия

Представлены результаты экспериментального исследования термической усталости монокристаллов сплава ВКНА-1В на основе интерметаллида Ni₃Al в условиях термоциклов 100↔850°C, 100↔1050°C и 100↔1100°C с контролируемым напряжением в цикле.

Объекты исследования - три партии (по 30 шт. в партии) монокристаллических цилиндрических образцов с различной аксиальной кристаллографической ориентацией (КГО), которые имели диаметр и длину рабочей части соответственно $d = 5\text{мм}$ и $l = 36\text{мм}$. Одна партия образцов имела КГО – $\langle 001 \rangle$, вторая – $\langle 011 \rangle$ и третья – $\langle 111 \rangle$. Отклонение оси образца от указанных КГО не превышало 10°. Модули Юнга для этих КГО в интервале температур имели соотношения:

$$(E^{\langle 111 \rangle} / E^{\langle 001 \rangle}) \geq 2,4; (E^{\langle 011 \rangle} / E^{\langle 001 \rangle}) \geq 1,7;$$

Испытания образцов на малоцикловую термоусталость были проведены по методике Коффина на установках ЦИАМ -П651, при «мягком» нагружении (т.е.при контролируемом напряжении в цикле). Нагрев образцов осуществлялся пропусканием электрического тока плотностью $J < 30 \text{ А/мм}^2$. Средняя скорость нагрева образцов $dT/dt \approx 80^\circ\text{C/сек}$. На каждом температурном режиме испытания каждой партии образцов проводились для 3-х уровней размаха напряжений в термоцикле по 3 образца для каждого уровня. Результаты испытаний образцов и обработки экспериментальных данных приведены на рисунке.

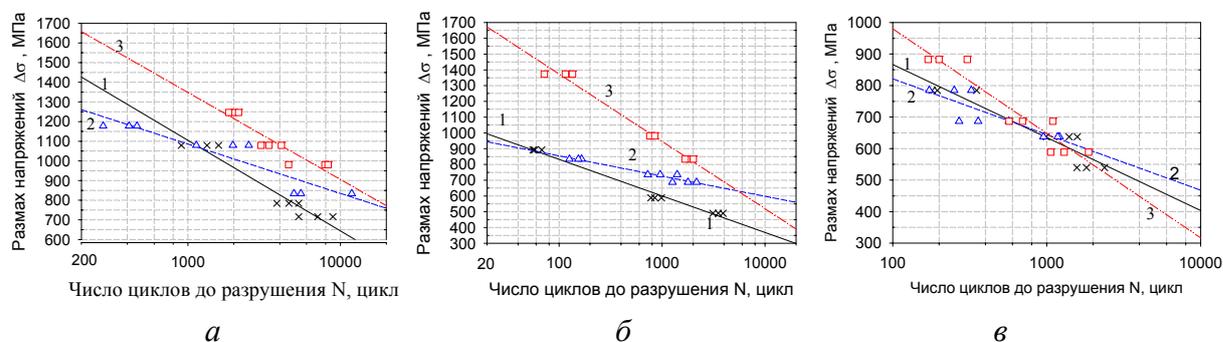


Рис. Термоциклическая долговечность монокристаллов сплава ВКНА-1В в зависимости от кристаллографической ориентации (а – 100↔850°C, б – 100↔1050°C, в – 100↔1100°C; Кривые: 1 – $\langle 001 \rangle$, 2 – $\langle 011 \rangle$, 3 – $\langle 111 \rangle$).

Результаты обработки экспериментальных данных показали, что для всех рассмотренных КГО более высокие значения коэффициента корреляции имеет зависимость $N^{\langle hkl \rangle} = B \cdot \exp(-\beta \cdot \Delta\sigma^{\langle hkl \rangle})$. С использованием этой зависимости получены эмпирические кривые 1,2 и 3, показанные на рисунке. Характер этих кривых, полученных при различных значениях максимальной температуры термоцикла, позволяет утверждать о неоднозначной зависимости сопротивления термической усталости как от КГО, так и от числа циклов до разрушения N . Полученные результаты свидетельствуют также об отсутствии явной зависимости сопротивления термической усталости от модуля нормальной упругости $E^{\langle hkl \rangle}$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Назаров В.В.

*Институт механики МГУ имени М.В. Ломоносова,
Москва, Россия
inmec130@mail.ru*

В работе проведено исследование влияния водорода на ползучесть α и $\alpha + \beta$ титановых сплавов ВТ5 и ВТ6 при температуре 600 °С. Содержатся обширные результаты механических испытаний и электронно-микроскопических исследований. Получено, что легирование этих сплавов водородом до концентраций 0,05 и 0,10 мас.% при сохранении структуры глобулярного типа всегда приводит к понижению вязкости и повышению длительной прочности в условиях постоянства растягивающей нагрузки. Анализ изменения механических свойств однофазного и двухфазного сплавов при одних и тех же внешних условиях показывает, что растворение водорода до концентрации 0.05 мас. % в 14 раз понижает вязкость и в 43 раза повышает длительную прочность α титана по сравнению с $\alpha + \beta$ сплавом. Растворение водорода до 0.10 мас. % и последующего нагрева α и $\alpha + \beta$ сплавов до температуры испытаний приводит к добавлению β фазы, где влияние водорода на эффект упрочнения оказывается различным. Изменение концентрации водорода от 0,05 до 0,10 мас.% в α сплаве сказывается на повышении вязкости, а в $\alpha + \beta$ сплаве, наоборот, приводит к увеличению длительности до разрыва. Разработана математическая модель, учитывающая зависимость скорости деформации от средней концентрации водорода и скоростного режима охлаждения после насыщения водородом. Предложен критерий образования области локализации деформирования, разграничивающий две последовательные стадии во времени процесса ползучести. На первой стадии рассматривается растяжение образца без изменения формы и объема. С момента времени срабатывания критерия завершается первая и начинается вторая стадия, где основное внимание переключается на эволюцию области локализации деформирования. В области теории достигнуто, что процесс интенсивного образования и роста микропор одновременно проходит с резким увеличением скорости деформации и уменьшением поперечного размера шейки растягиваемого образца. Установлено, что увеличение нагрузки приводит к сокращению длительности второй стадии относительно времени до разрыва.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 11-08-00045-а.

АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТРУЙНОГО ФОРМОВАНИЯ

Ульшин В.И., Ульшин С.В., Гогаев К.О.

Институт проблем материаловедения, Киев, Украина

ulshin_vi@ipms.kiev.ua

Методом построения полюсных фигур по данным, полученным на установке ДРОН-3 с текстурной приставкой в $Fe_{K\alpha}$ излучении и испытанием на сжатие образцов инструментальных сталей 95X18, X12, P2AM5Ф3СБ и P2AM5Ф2НЮ, полученных струйным формованием (СФ), исследована текстура и анизотропия механических свойств в различных состояниях:

- исходный слиток после СФ,
- отожженный СФ-слиток,
- отжиг + прокатка СФ-слитка.

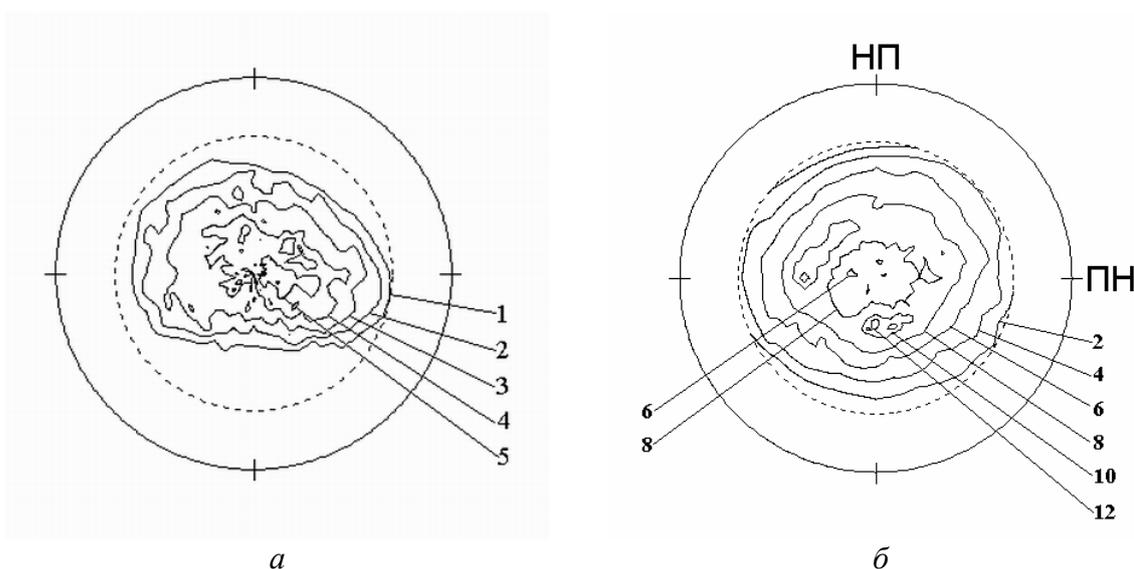


Рис. Текстуры образцов стали X12МФ после СФ (а) и последующей прокатки (б):
НП – направление прокатки, ПН – поперечное направление.

Рентгеноструктурным анализом стали X12МФ установлена аксиальная кристаллографическая текстура роста в заготовках, полученных методом СФ.

Испытаниями на сжатие образцов стали P2AM5Ф3СБ установлено незначительное влияние первичной аксиальной текстуры роста на механические свойства образцов. Это влияние практически полностью устраняется последующей термо-механической обработкой (отжиг + прокатка + отжиг).

Установлена связь между показателем деформируемости и текстурой, что может представлять интерес для оптимизации состава сталей и параметров технологии СФ.

КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ ОБЪЕМНЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Алымов М.И., Евстратов Е.В.

Россия, ИМЕТ РАН,
alymov@imet.ac.ru

Консолидация нанопорошков является одним из перспективных методов получения объемных наноматериалов. Нанокристаллические материалы значительно отличаются по свойствам от крупнозернистых аналогов. С уменьшением размера зерна наблюдается повышение прочности, в том числе с сохранением пластичности, проявляется эффект низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности, уменьшается температура плавления. Особенности структуры нанокристаллических материалов определяются методами получения и оказывают существенное влияние на их свойства [1].

Процессы консолидации обычных порошков трудно применить для нанопорошков. Среди основных проблем при консолидации нанопорошков можно выделить агломерацию нанопорошков, их высокую активность, наличие примесей, рост зерен, трудности при изготовлении длинномерных заготовок.

Для решения поставленных задач был развит химико-металлургический метод получения нанопорошков узкого фракционного состава с малым содержанием примесей, заключающийся в механической активации прекурсоров и их последующей термической обработкой в среде водорода (в случае получения металлических и металлокерамических порошков) или на воздухе (в случае получения оксидных порошков).

Целью прессования нанопорошков является формирование высокоплотной заготовки. На диаграммах холодного прессования нанопорошков можно выделить стадии интенсивного и слабого уплотнения, на первой стадии происходит проскальзывание и перегруппировка частиц, а на второй - упругое сжатие частиц в местах контакта, пластическая деформация пластичных и разрушение хрупких частиц. Вследствие значительного трения, скольжение и перегруппировка наночастиц затруднены, поэтому нанопорошки более склонны к образованию дефектов при прессовании, чем обычные порошки. Кроме того, наночастицы не содержат дислокаций, что затрудняет их пластическую деформацию, поэтому уменьшение размера частиц приводит к снижению плотности компактов при одинаковом давлении прессования [2].

При спекании происходит увеличение плотности пористого тела, обусловленное переносом вещества в область контакта частиц. Представлены результаты разработки технологии получения объемных наноматериалов методом спекания нанопорошков под давлением.

1. Н.П. Лякишев, М.И. Алымов. Получение и физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов. - М.: ЭЛИЗ, 2007. - 148 с.
2. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. - М.: Наука. 2007. - 169 с.

УРАВНЕНИЕ СВЯЗИ ПРОЧНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ДЛЯ ГОРНЫХ ПОРОД

Заднепровский Р.П.

Волгоградский инженерно-строительный университет, Россия,
zadnepr@yandex.ru

Глубокая аналогия процессов трения скольжения и сдвига (среза) с учетом физического смысла деформационного и когезионно-структурного коэффициентов f_1 и f_2 и экспериментальных данных, дает уравнение: связи касательного τ и нормальных напряжений (растяжения – сжатия) σ_c, σ_p в виде

$$\tau = \tau_0 + f_1 \sigma_c + f_2 \sigma_c \sigma_p / (\sigma_c + \sigma_p) \quad (1)$$

При $\sigma_p / \sigma_c = \alpha \leq 1$ и $1/(1+\alpha) = \beta$; $0,5 \leq \beta \leq 1$, получаем удобные для графического анализа, вариации: $\tau = \tau_0 + \sigma_c \operatorname{tg} \varphi_1 + \sigma_p \operatorname{tg} \varphi_2 = \sigma_c (f_0 + f_1) + f_2 \beta \sigma_p$.

Здесь значения тангенсов углов $\operatorname{tg} \varphi_1$ и $\operatorname{tg} \varphi_2$ являются параметрами физического состояния тел при данном режиме изменения напряжений (скорости и времени нагружения). Физический смысл величины τ_0 определяется наличием потенциальной энергии тел, независимой от внешних сил вследствие реальной неоднородности физических свойств микрообъемов. Дан анализ возможных физических состояний

По данным испытаний на прочность 16 скальных и дисперсных (глинистых) пород значения тангенсов углов составляют: $\operatorname{tg} \varphi_1 = 0,4 - 0,8$ и $\operatorname{tg} \varphi_2 = 0,2 - 6,7$. Коэффициенты существенно большие единицы характерны для известняков и других плохо структурированных пород со слабыми молекулярно-ионными связями, определяемыми коэффициентом f^2 . Коэффициент β характеризует разнопрочность при сжатии–растяжении, что объясняется нелинейной зависимостью изменения ионно-молекулярных сил при сближении и удалении, а также большой разницей изменения числа нулевых контактов основных зерен (молекул и их ассоциатов). Структурные несовершенства (условно учитываемые коэффициентом f^2) включает трещиноватость пород. Анализ опытных данных показывает реальную возможность роста прочности на 3–7% на каждый процент увеличения плотности упаковки грунтов и строительных смесей. Наноразмерные фракции содержатся во многих естественных глинистых, известковых и других пылеватых породах, а также, в производственных отходах при дроблении-измельчении, золе, шлаках, сухой пыли и мокрых осадков фильтрации и т.п. Проведены эксперименты по изменению прочности на сжатие цементнопесчаных и гипсовых смесей для ряда активационных и комбинированных технологий, включающих ввод в смеси наноразмерных микродобавок (кремнезем, фуллероиды) в количестве 0,1 – 0,05% и активационное воздействие на жидкую фазу (воздействие магнитного поля напряженностью до 100 кА/м, затворение смеси талой воды, полученной при быстром размораживании льда).

Комбинированные технологии эффективнее на медленнотвердеющих смесях. Прирост прочности на сжатие цементнопесчаных смесей с использованием низко марочного цемента составлял до 250%, а для гипса – до 150%. Повышение прочности в ряде образцов увеличивает коэффициент хрупкости. Подтверждается значительное влияние структурно перестройки воды при быстром нагреве-охлаждении, что перспективно для увеличения прочности твердеющих смесей

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ WC-Cu И ПОКРЫТИЙ НА ИХ ОСНОВЕ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Рубаник В.В., Сарасеко М.Н., Лобанов В.Ю.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

saraseko@rambler.ru

Одним из способов увеличения ресурса различных механизмов является восстановление деталей путем газодинамического нанесения покрытий с восстановлением утраченных объемов. Методика газодинамического напыления (ГДН) порошковых материалов не требует монтажа – демонтажа деталей, позволяет проводить предварительную подготовку поверхности, обеспечивая высокую прочность сцепления с подложкой. Данный метод нанесения широко используется для формирования покрытий на металл.

В работе показана возможность получения износостойких покрытий методом ГДН из композиционных порошков диэлектрик-металл на стальную подложку при разных режимах. Исследованы структура полученных порошков и микромеханические свойства покрытий из них.

Исследование морфологии поверхности полученного композиционного порошка после плакирования карбида вольфрама медью (рис.1) доказывает образование равномерного медного слоя с размерами частиц порядка 100 нм.

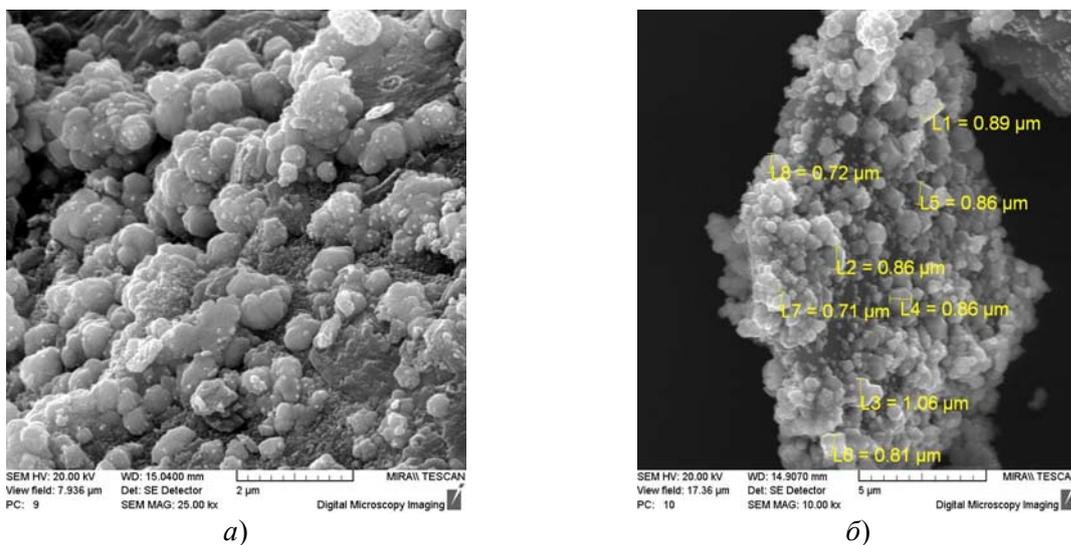
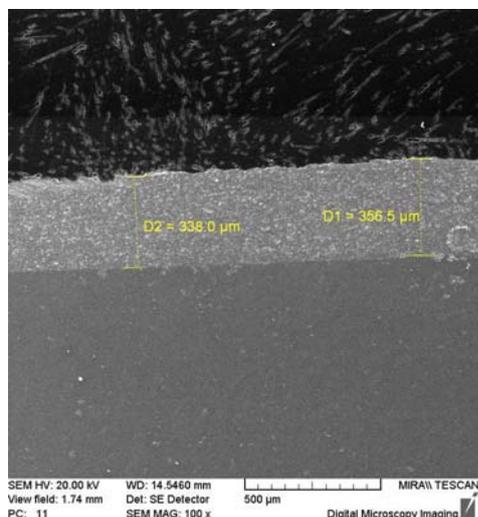


Рис. 1. Морфология поверхности композиционного порошка WC-Cu (*a*) с анализом размера частиц плакированного слоя (*б*).



Анализ структуры полученного методом ГДН покрытия из порошков WC–Cu на стальную подложку (рис. 2) показывает, что получено однородное покрытие, максимальная толщина которого достигает 356 мкм, микротвердость 240 кгс/мм²

Покрытия могут быть использованы в качестве износостойких покрытий и защитных слоев металлических деталей машин и механизмов.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА КОРРОЗИЮ НЕКОТОРЫХ МЕТАЛЛОВ

Васильев А.Д., Косулин С.Н., Балакиров С.И.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия.

Vasilyevad@mail.ru

Чаще всего коррозия, даже если она протекает на воздухе, представляет собой электрохимический процесс, в котором корродируемый металл является анодом. Поэтому ее удобно моделировать с использованием обычных электрохимических процессов.

Исследования проводились на меди с использованием сернокислого электролита. Были приготовлены образцы поликристаллической меди с различной плотностью дислокаций. Эти образцы использовались в качестве анодов в электролитической ячейке, в качестве катодов также использовалась медь. Площадь катода в сто раз превышала площадь анода. Поэтому его поляризация была незначительна, а потенциал близок к равновесному. На электролитической ячейке напряжение всегда имело одно и то же значение – 50 мВ.

Эксперимент показал, что с ростом плотности дислокаций плотность анодного тока, а, следовательно, и скорость коррозии, возрастает. При возрастании плотности дислокаций примерно с 10^9 1/см² примерно до 10^{10} 1/см² плотность анодного тока выросла с $1,5 \times 10^{-5}$ до 5×10^{-5} А/см².

Полученные результаты хорошо согласуются с известным фактом, что металлы в области выхода дислокаций на поверхность травятся быстрее, чем области, в которых дислокации на поверхность не выходят.

Теоретический анализ исследуемых процессов приводит к выводу, что влияние плотности дислокаций на скорость анодного растворения металлов должно увеличиваться с уменьшением плотности тока обмена. Величина плотности тока обмена для железа и никеля примерно на шесть порядков величины меньше, значения плотности тока обмена меди. Поэтому влияние плотности дислокаций на скорость коррозии в железе и никеле должно быть сильнее, чем в меди. Эксперимент, проведенный с использованием образцов изготовленных из стали марки Ст10, подтверждает данное предположение. В отдельных экспериментах наблюдалось десятикратное увеличение скорости растворения анода при увеличении в нем плотности дислокаций.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРИРОДЫ ВТСП САМООРГАНИЗУЮЩЕЙСЯ ИТТРИЙ-БАРИЕВОЙ КЕРАМИКИ

Гнатюк-Данильчук Л.П.

МГОУ, , Москва, РФ
dcLP_44@mail.ru

Цель работы: объяснить предположенную в [1] природу и определить условия возникновения высокотемпературной сверхпроводимости керамического материала, с предполагаемыми методами расчета соответствующих параметров [1]. Для этого автор воспользовался уже известными научными достижениями ученых: Кузнецова, Шильникова, Пуанкаре, Пуассона, Ляпунова, Анищенко-Астахова и других. Результаты сведены в таблицу 1.

Таблица 1

№	Состояние динамической системы	Системы уравнений для данного состояния системы	Устойчивость по:	Генератор, создающий подобную динамику
1.	Квазипериодическое	$\begin{aligned} \dot{x} &= px - \omega y + P(x, y, z) \\ \dot{y} &= py + \omega x + Q(x, y, z) \\ \dot{z} &= \lambda z + R(x, y, z) \end{aligned}$	Пуассону и Ляпунову	1. Кольцевой резонатор с нелинейной средой отображение кеды 2. Генератор Дмитриева, Кислова при определенных условиях 3. Схема Чуа
2	Хаос при $ \lambda /p > 1$	$\begin{aligned} \dot{x} &= -y - z; \\ \dot{y} &= x + ay; \\ \dot{z} &= b + (x - r)z. \end{aligned}$	По Ляпунову При $N \geq 3$	Система Ресслера 1. Кольцевой резонатор с нелинейной средой отображение Икеды 2. Генератор (Дмитриева, Кислова) при определенных условиях 3. Схема Чуа [2]
	Квазипериодическое	$\begin{aligned} \dot{x} &= px - \omega y + P(x, y, z) \\ \dot{y} &= py + \omega x + Q(x, y, z) \\ \dot{z} &= \lambda z + R(x, y, z) \end{aligned}$	Пуассону и Ляпунову	
	Хаос при $ \lambda /p > 1$	1) $\begin{aligned} \dot{x} &= mx + y - xz \\ \dot{y} &= -x, \\ \dot{z} &= -gz + I(x)x^2 \end{aligned}$ где $I(x)$ – ступенчатая функция Хевисайда $I(x) = 0$ при $x \leq 0$ и $I(x) = 1$ при $x > 0$	По Ляпунову При $N \geq 3$	1. Генератор с инерционной линейностью Анищенко-Астахова
	Хаос при $ \lambda /p > 1$	2) $\begin{aligned} \dot{x} + x &= Mz \exp(-z^2) \\ \dot{y} &= x - z \\ \dot{z} &= y - \frac{z}{Q} n_{pu} = const = 10 \end{aligned}$	По Ляпунову При $N \geq 3$	2. Кольцевой генератор (Дмитриева, Кислова) [2]

1. Л.П.Гнатюк-Данильчук. Некоторые физико-химические процессы определяющие сверхпроводящие свойства самоорганизующейся иттрий-бариевой керамики, после отжига в среде кислорода, полученные из наноматрицы.г.) «Вестник», -М.: изд.МГОУ, №3,2011 2012
2. С.П.Кузнецов. Динамический хаос. - М.: Издательство Физико-математической литературы. 2006.-356 с.

Именной указатель

<p>Александрова М.Ю. 105 Алехин В.П. 24 Алиев М.А. 124 Алтухов С.И. 81 Алымов М.И. 142 Альшиц В.И. 12 Амосов А.П. 5, 68, 69, 81 Амосова О.В. 3 Андриянов Д.И. 5, 69 Анфёров С.Д. 106 Астафурова Е.Г. 108, 109, 117, 118 Аунг Пьо 120</p> <p>Баглюк Г.А. 137, 138 Бадиян Е.Е. 85, 86 Бадртдинов Г.С. 112 Базайкин В.И. 56 Базылева О.А. 139 Байриков И.М. 69 Балакиров С.И. 145 Барахтин Б.К. 37, 123 Батаронов И.Л. 78 Бахрачева Ю.С. 76 Баянкин В.Я. 115 Беликов С.В. 113, 114 Белоусова Я.В. 52, 53, 54 Бессонов Д.А. 53 Бетехтин В.И. 3 Благовещенский В.В. 84 Благовещенский Ю.В. 41 Боброва О.М. 26 Бойко Ю.И. 121 Бойцова М.В. 34 Болдин М.С. 38, 40, 41 Босин М.Е. 96 Будовских Е.А. 56, 58 Буланкин А.С. 35 Бункин Д.А. 136 Бутусова Е.В. 38 Быков П.В. 115 Быкова Т.М. 119 Бычков Н.Г. 139</p> <p>Валиев Р.З. 19 Валюженич М.К. 21 Васильев А.Д. 145 Васильева С.В. 35 Ващук Е.С. 56 Великанова Ю.В. 112 Виноградова Н.И. 99</p>	<p>Виноградова Ю.В. 112 Волков В.В. 14 Волосюк М.А. 121 Вопилова А.В. 113 Воробьёв В.Л. 115 Воробьев С.В. 52, 53, 54 Выбойщик М.А. 127, 128, 130, 132</p> <p>Гагарин А.Ю. 58 Гальцев А.В. 42 Галяутдинова И.Р. 72 Гаркушин А.И. 23 Гаркушин И.К. 23 Гервасьева И.В. 65 Гиляров В.Л. 25 Гирсова С.Л. 49 Глезер А.М. 20 Гнатюк-Данильчук Л.П. 146 Гогаев К.О. 141 Голубовский Е.Р. 139 Горбунов С.В. 54 Грачев С.В. 92 Григорук В.И. 27 Григорьева Н.А. 47 Гришунин В.А. 53 Громаковский Д.Г. 22 Громов В.Е. 51-57 Гувалов А.А. 75 Гудимова Е.Ю. 110, 111 Гуреев Д.М. 6, 7</p> <p>Давыдов Д.И. 99 Давыдов Д.М. 5, 69 Дамаскинская Е.Е. 25 Данейко О.И. 44, 47 Даниленко В.Н. 61 Даринская Е.В. 12 Дворова Н.В. 135 Дежин В.В. 78 Денисова Т.В. 129 Дерюгин Е.Е. 50 Джемилев К.Н. 88 Диваков А.К. 123 Добаткин С.В. 109 Довбня Е.В. 73 Должиков А.С. 17, 18 Дроздова Н.Ф. 37 Дульбеева О.Н. 91 Дурницын К.С. 70 Дьяконов Д.Л. 20</p>
--	--

Евстратов Е.В.	142
Елсукова Т.Ф.	4
Ермошкин А.А.	81
Жарков Е.А.	40
Жигачева Н.И.	123
Жиженков В.В.	90
Жилин А.С.	92
Жиляков А.Ю.	114
Загуляев Д.В.	51
Заднепровский Р.П.	143
Закопец О.И.	97
Замалдинова Г.И.	23
Замятин А.Н.	119
Занозин В.М.	64
Зариковская Н.В.	30
Захаров В.М.	31
Захаров Д.А.	68
Захарова Г.Г.	108, 109
Зетова Т.Р.	85
Зуев Л.Б.	30
Зырянов А.О.	127
Зырянов А.О.	128, 130, 132
Ибатуллин И.Д.	94
Иванов А.М.	116
Иванов Ю.Ф.	52-54, 56
Ионина А.В.	56
Иоффе А.В.	127-132
Исаев Д.В.	21
Исаева Н.В.	41
Исламгалиев Р.К.	19
Ищенко В.С.	5
Кадомцев А.Г.	3, 25
Казанцева Н.В.	99
Казарин С.И.	71
Камашев А.В.	102, 103, 104
Камышанченко Н.В.	42
Капуткин Д.Е.	12
Карабаналов М.С.	113
Карпухин М.В.	67
Карьев Л.Г.	33
Кашапов М.Р.	19
Кашенко М.П.	87, 88
Квачадзе Н.Г.	90
Киселева С.Ф.	9
Клевцов Г.В.	19
Клевцова Н.А.	19
Князькин С.А.	127, 128, 130, 132
Ковалевская Т.А.	44, 47

Коваленко В.В.	57
Козлов Э.В.	9- 11
Козлова Н.А.	38
Колдаева М.В.	12
Колесник А.С.	89
Колупаева С.Н.	44
Комиссарова И.А.	53-55
Конева Н.А.	9-11
Коновалов Г.В.	52-55, 123
Кононенко В.Г.	121
Копылов В.И.	39
Корзников А.В.	83, 93
Корниенко А.Н.	27, 29
Корниенко Н.Е.	27 - 29
Корниенко О.Ю.	113
Косулин С.Н.	145
Кочергина Ю.А.	33
Крестелев А.И.	133
Кретов С.С.	82
Кривченко А.Л.	21
Кузнецов П.М.	34
Кулаева Н.А.	44
Кустов А.И.	61, 63
Лавриков Р.Д.	126
Лавро В.Н.	81
Латухин Е.И.	5
Латухин Е.И.	69
Лебедь А.В.	98
Литвинов В.Л.	125
Литовченко И.Ю.	93
Лобанов В.Ю.	144
Лобачев А.А.	33, 34
Ложкин Н.Н.	43
Лосев А.Ю.	120
Лоскутов А.И.	77
Лотков А.И.	110, 111
Макаревич И.П.	123
Макаров С.В.	59, 60
Малкин А.И.	64
Мальцева Л.А.	43
Мамонова А.А.	137, 138
Манухина Д.В.	120
Мартусевич Е.А.	51
Мейснер Л.Л.	110, 111
Мельник Ю.И.	41
Мельников Е.В.	108, 117
Мерсон Д.Л.	26
Мещеряков Ю.И.	122, 123
Мигель И.А.	61, 63
Минюков С.А.	12

Митлина Л.А.	112	Попова Н.А.	9, 11
Михайлов С.Б.	136	Потапов А.Е.	120
Михайлова Н.А.	136	Пугачева Н.Б.	98, 119
Михайлов-Смольняков М.С.	37	Путилин А.В.	15, 102 -104
Мишин В.М.	45, 46	Путилин В.А.	15, 102 -104
Молчанов В.В.	15	Пятачук С.Г.	138
Морозов А.П.	48		
Мулюков Р.Р.	61	Рааб Г.И.	109
Мулюков Х.Я.	66	Радченко В.П.	48
Муратов В.С.	97, 135	Ригмант М.Б.	99
Мясникова В.И.	52	Родионов Д.П.	65
		Романов Д.А.	58
Назаров А.А.	61	Рубаник В.В.	16, 61, 144
Назаров В.В.	140	Рускин В.М.	96
Назарова А.А.	61		
Наими Е.К.	12	Сальников А.В.	68
Найден Е.П.	93	Самборук А.Р.	5
Найденкин Е.В.	109	Сарасеко М.Н.	144
Нарыкова М.В.	3	Сафаров И.М.	83
Невский С.А.	55	Сафронов И.С.	79
Никифорова И.В.	112	Сафронов М.С.	80
Новиков В.А.	134	Сахаров Н.В.	40, 41
Носова Г.И.	20	Селезнев М.Н.	26
Нохрин А.В.	38 - 41	Семенова И.П.	19
		Сергеева К.И.	113
Овчинников А.С.	98	Сибилев А.В.	46
Осинская Ю.В.	8	Сидоров С.А.	32, 35
Остапенко М.Г.	110, 111	Сизов В.В.	52
Ошурко В.Б.	77	Скульский О.И.	106
		Славнов Е.В.	106
Паклев В.Р.	94	Сосновский Л.А.	138
Панин В.Е.	4	Софрошенков А.Ф.	56
Панин И.Г.	84	Степанова Н.Н.	99
Пастухов М.В.	43	Суворов Б.И.	50
Пацелов А.М.	126	Сундеев Р.В.	20
Петржик Е.А.	12	Супрун И.В.	120
Петров П.П.	116		
Петров С.С.	8	Тетюева Т.В.	129, 130
Петрова И.В.	64	Титоров Д.Б.	107
Петрунин В.А.	51	Тихонова И.Б.	137
Печерина О.А.	42	Токарев В.В.	92
Платонов А.А.	116	Тонкопряд А.Г.	85, 86
Плотников В.А.	59, 60	Третьяков Н.В.	50
Плужникова Т.Н.	32, 35	Трифонов Е.А.	129, 130
Покоев А.В.	8, 13, 14	Трякина Н.Ю.	72
Полетика Т.М.	49	Тукеева М.С.	108, 109
Полукарова З.М.	64	Туляков Н.Ю.	77
Пономарева М.В.	55	Тюменцев А.Н.	93
Попкова Ю.Ф.	4	Тютяев А.В.	17, 18
Попов В.А.	61		
Попов Д.А.	64	Ульшин В.И.	141
Попов Д.В.	21	Ульшин С.В.	141

Содержание

	стр.
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sklenicka V., Нарыкова М.В., Амосова О.В. НАНОПОРИСТОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	3
Попкова Ю.Ф., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. СТАДИЙНОСТЬ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ДВУХСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ	4
Андрянов Д.И., Амосов А.П., Латухин Е.И., Самборук А.Р., Давыдов Д.М., Ищенко В.С. ПОРИСТАЯ КОМПОЗИЦИОННАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ СВС	5
Гуреев Д.М. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ РАБОЧИХ КРОМОК НОЖЕЙ ГИЛЬОТИННЫХ НОЖНИЦ	6
Гуреев Д.М. ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ ПРИ СВЕРХБЫСТРОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛАЗЕРНЫХ РАСПЛАВОВ	7
Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Ni НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩИХ Cu–Be СПЛАВОВ	8
Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ЗАПАСЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПО ЗЕРНУ В ДЕФОРМИРОВАННОМ МАТЕРИАЛЕ	9
Козлов Э.В., Конева Н.А. ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОПОЛИКРИСТАЛЛОВ	10
Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПЛОТНОСТЬ ДЕФЕКТОВ И ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛАХ	11
Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Минюков С.А., Петржик Е.А., Шведченко Д.О., Капуткин Д.Е., Наими Е.К. РЕЗОНАНСНЫЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ NaCl В СВЕРХНИЗКИХ СКРЕЩЕННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	12
Покоев А.В., Федотов А.А. МАГНИТОДИФФУЗИОННЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ГЕТЕРОДИФФУЗИИ В ЖЕЛЕЗЕ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	13
Волков В. В., Покоев А. В. РЕНТГЕНОВСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССОВ АЗОТИРОВАНИЯ И ЦЕМЕНТАЦИИ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ	14
Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В.. РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛЕЙ ДВИЖУЩИМСЯ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА	15

Рубаник В.В., Царенко Ю.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КАБЕЛЯ С МИНЕРАЛЬНОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ	16
Тютяев А.В., Должиков А.С. ПЛАВЛЕНИЕ МЕТАЛЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ СТРУИ НАГРЕТОГО ГАЗА	17
Тютяев А.В., Штеренберг А.М., Должиков А.С. ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ СТАЛЬНЫХ ТРУБ НАГНЕТАТЕЛЬНЫХ СКВАЖИН.	18
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Семенова И.П., Исламгалиев Р.К., Кашапов М.Р. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКОЙ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР	19
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Носова Г.И. О СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ЦИРКОНИЯ И НИКЕЛИДА ТИТАНА.	20
Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Исаев Д.В., Попов Д.В. НАНОТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ	21
Громаковский Д.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ, ОЦЕНКА И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КИНЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИХ СОСТОЯНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ	22
Замалдинова Г.И., Гаркушин А.И., Гаркушин И.К., Штеренберг А.М. ВЗАИМОСВЯЗЬ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ 1А-ГРУППЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕМЕНТОВ	23
Алехин В.П. ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ	24
Кадомцев А.Г., Дамаскинская Е.Е., Гиляров В.Л. РАСПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ, ВЫДЕЛЯЕМОЙ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ДЕФЕКТОВ В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ	25
Мерсон Д.Л., Боброва О.М., Селезнев М.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ ПЛАСТИФИЦИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ С СОДЕРЖАНИЕМ ВОДОРОДА НА ПРИМЕРЕ СПЛАВА ВТ-20	26
Корниенко Н.Е., Григоруку В.И., Корниенко А.Н. РАЗЛИЧНЫЕ СПОСОБЫ ОБРАЗОВАНИЯ SP^3 СВЯЗЕЙ В УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ	27
Корниенко Н.Е. ВЗАИМОСВЯЗЬ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ	28
Корниенко Н.Е., Корниенко А.Н. КОЛЛЕКТИВНАЯ ПРИРОДА ХИМИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	29
Зариковская Н.В., Зуев Л.Б. ВЗАИМОСВЯЗЬ АВТОВОЛНОВЫХ КАРТИН ЛОКАЛИЗАЦИИ	30

ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ С МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ	
Хорев И.Е., Захаров В.М., Ярош В.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ СВОЙСТВ РАЗНЕСЁННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ ВОЗДУШНОГО И КОСМИЧЕСКОГО БАЗИРОВАНИЯ ОТ БЫСТРОЛЕТЯЩИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОСКОЛКОВ	31
Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРГНУТЫХ ДОКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМУ ОТЖИГУ	32
Федоров В.А., Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Лобачев А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ, НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ	33
Бойцова М.В., Кузнецов П.М., Федоров В.А., Лобачев А.А. ИЗУЧЕНИЕ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ GaAs ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	34
Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Буланкин А.С., Васильева С.В. ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРЖЕННЫХ ДЕЙСТВИЮ ВОДОРОДОСОДЕРЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ	35
Яковлев А.В., Федоров В.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co, Pd, Zr В УСЛОВИЯХ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА И ЛОКАЛЬНОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	36
Федосеев М.Л., Барахтин Б.К., Дроздова Н.Ф., Михайлов-Смольняков М.С. ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ И ЧАСТИЦ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА	37
Нохрин А.В., Бутусова Е.В., Болдин М.С., Чегуров М.К., Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н. ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА СТАРЕНИЯ НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ	38
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	39
Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Жарков Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	40
Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Благовещенский Ю.В., Исаева Н.В., Мельник Ю.И. РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С УНИКАЛЬНЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	41

Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Печерина О.А. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО НИКЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА В НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ.	42
Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Цаплина Е.М., Ложкин Н.Н., Пастухов М.В. ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ	43
Кулаева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ ГЦК МАТЕРИАЛОВ С КОГЕРЕНТНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ	44
Шиховцов А.А., Мишин В.М. РАЗДЕЛЕНИЕ И УЧЕТ ФАКТОРОВ, СНИЖАЮЩИХ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН, С ПОМОЩЬЮ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	45
Сибилев А.В., Мишин В.М. ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И ТЕКУЧЕСТИ НА ТЕМПЕРАТУРУ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛЕЙ	46
Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А., Данейко О.И. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, СОДЕРЖАЩЕГО УПРОЧНЯЮЩИЕ ЧАСТИЦЫ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ДИСПЕРСНОСТИ	47
Радченко В.П., Морозов А.П. ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПОД ВЛИЯНИЕМ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	48
Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Шмаков А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ГПУ- СПЛАВА Zr МЕТОДОМ РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОГО АНАЛИЗА НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ	49
Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И., Третьяков Н.В. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	50
Петрунин В.А., Загуляев Д.В., Мартусевич Е.А., Громов В.Е. ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЯ В СЛАБОМ ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	51
Сизов В.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Белоусова Я.В., Мясникова В.И., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 20Х23Н18 ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	52
Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Коновалов С. В., Иванов Ю.Ф., Белоусова Я.В., Гришунин В.А., Комиссарова И.А., Громов В.Е. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ МОДИФИКАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМУ УСТАЛОСТНОМУ НАГРУЖЕНИЮ	53
Горбунов С.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Белоусова Я.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е. ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	54

Невский С.А., Коновалов С.В., Пономарева М.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА, ПОДВОДИМОГО К ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЯ, НА ПРОЦЕСС РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ	55
Ващук Е.С., Ионина А.В., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Софрошенков А.Ф., Базайкин В.И. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И БОРОАЛЛИТИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	56
Коваленко В.В., Громов В.Е. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	57
Романов Д.А., Будовских Е.А., Гагарин А.Ю. ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ	58
Плотников В.А., Макаров С.В. СТРУКТУРНЫЙ ФАКТОР КОРРЕЛЯЦИИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ	59
Плотников В.А., Макаров С.В. ЭФФЕКТЫ КОРРЕЛЯЦИИ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ	60
Назаров А.А., Назарова А.А., Попов В.А., Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	61
Кустов А.И., Мигель И.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АМД-МЕТОДОВ	61
Кустов А.И., Мигель И.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТОЛЩИН СЛОЁВ С ИЗМЕНЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ И ПАРАМЕТРОВ ПЛЁНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	63
Малкин А.И., Занозин В.М., Полукарова З.М., Попов Д.А., Петрова И.В., Шукин Е.Д. ОХРУПЧИВАЮЩЕЕ ДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫХ СПЛАВОВ	64
Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Хлебникова Ю.В. ТЕКСТУРОВАННЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ NiCrMe (Me=W, Mo, V)	65
Шарипов И.З., Мулюков Х.Я. ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ НАСЫЩЕНИЯ ПРИ ОТЖИГАХ УПОРЯДОЧЕННОГО СПЛАВА Ni ₃ Mn	66
Карпухин М. В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СКЛЕРОМЕТРИИ	67
Захаров Д.А., Сальников А.В., Амосов А.П.	68

ПРИМЕНЕНИЕ БУРОВОГО ТВЕРДОГО СПЛАВА ВК6С ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА ОТРЕЗНЫХ РЕЗЦОВ	
Давыдов Д.М., Амосов А.П., Латухин Е.И., Байриков И.М., Щербовских А.Е., Андриянов Д.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРИСТОГО СВС-АЛЮМИНИДА ТИТАНА	69
Дурницын К.С. МОДЕРНИЗАЦИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМОВЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ДЕТАЛЯХ ТРЕНИЯ ЗА СЧЕТ СОЗДАНИЯ ГРАДИЕНТА СТРУКТУР И ВВЕДЕНИЯ НАНОАЛМАЗОВ	70
Казарин С. И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НЕМАГНИТНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО ПОДШИПНИКОВОГО СПЛАВА 40ХНЮ-ВИ	71
Трякина Н. Ю., Галяутдинова И. Р. ФОРМИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛЕ-АЛЮМИНИЕВОГО ПЕРЕХОДНИКА	72
Довбня Е.В., Шацкая Л.А. СОЕДИНЕНИЕ СТЕНКИ И ДНИЩА РЕЗЕРВУАРА ПРИ ПОМОЩИ ТОРОИДАЛЬНОГО ПЕРЕХОДА	73
Шигин С. В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОГЛОЩАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ПОДВИЖНОГО ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННОГО КОНТАКТА ПРИ ВВЕДЕНИИ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	74
Гувалов А.А. СТРУКТУРНО-РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВ С КОМПЛЕКСНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ	75
Бахрачева Ю.С. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ	76
Туляков Н.Ю., Лоскутов А.И., Ошурко В.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ МОЛИБДЕН-СЕЛЕН-УГЛЕРОД.	77
Батаронов И.Л., Дежин В.В. О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА ДИСЛОКАЦИОННОГО СЕГМЕНТА	78
Ушаков И.В., Сафронов И.С. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	79
Ушаков И.В., Сафронов М.С. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ В ТОНКОЙ ПЛЕНКЕ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ПОДВЕРГНУТОГО ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ	80
Алтухов С.И., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Лавро В.Н., Федотов А.Ф. РАЗРАБОТКА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СВС-ПРЕССОВАННЫХ КАТОДОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-V ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ	81
Кретов С.С. ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ОЛОВЯННЫХ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА	82

МЕТИЗАХ.	
Сафаров И.М., Корзников А.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	83
Благовещенский В.В., Панин И.Г. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ С УЧЕТОМ ТЕРМОАКТИВАЦИОННОГО ПРЕОДОЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ	84
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ АЛЮМИНИЯ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ	85
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ГЦК-КРИСТАЛЛОВ С УЧЕТОМ ПОЛНЫХ И ЧАСТИЧНЫХ СОВПАДЕНИЙ АТОМОВ В ГРАНИЦЕ	86
Кащенко М.П., Чащина В.Г. СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОРФОЛОГИЧЕСКОГО АНАЛИЗА В РАМКАХ КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО ПОДХОДОВ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К КРИСТАЛЛАМ МАРТЕНСИТА С ГАБИТУСАМИ $\{3\ 10\ 15\}_{\gamma}$ ПРИ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА	87
Кащенко М.П., Джемилев К.Н., Чащина В.Г. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИЧИНЫ РАЗЛИЧИЯ НАБЛЮДАЕМЫХ ЗНАЧЕНИЙ МАКРОСДВИГА ДЛЯ ДВУХ ТИПОВ СУБКРИСТАЛЛОВ, СОСТАВЛЯЮЩИХ МАКРОПЛАСТИНУ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА	88
Колесник А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ	89
Жижиков В.В., Квачадзе Н.Г. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПОЛИ-ПАРА-АРАМИДНЫХ ВОЛОКНАХ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ	90
Дульбеева О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э110	91
Жилин А.С., Токарев В.В., Грачев С.В. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА ТЕПЛОВЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СУПЕРИНВАРОВ	92
Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Найден Е.П., Корзников А.В. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	93
Ибатуллин И.Д., Паклев В.Р. ПРОЦЕСС ОБРАЗОВАНИЯ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА	94
Утяшев Ф.З. НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ КАК ОТКЛИК МЕТАЛЛА НА ДИСТОРСИЮ	95

КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ НЕМОНОТОННОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
Босин М.Е., Рускин В.М. ДВИЖЕНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА	96
Закопец О.И., Муратов В.С., Хамин О.Н. ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	97
Пугачева Н.Б., Лебедь А.В., Овчинников А.С. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ПРЕССОВАННОЙ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ ЛАТУНИ ЛМцАЖН НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКЕ	98
Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Ригмант М.Б., Казанцева Н.В., Виноградова Н.И. СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЧС-70ВИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	99
Янковская Т.В. ВЛИЯНИЕ ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ ИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	100
Янковская Т.В. ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ Mg-Mn ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	101
Путилин В.А., Камашев А.В., Путилин А.В. ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ В ПОЛЕ ПЛОСКОЙ ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННОЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ	102
Путилин В.А., Камашев А.В., Путилин А.В. ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ПОРОГОВЫЕ УСЛОВИЯ ГЕНЕРАЦИИ УДАРНЫХ ВОЛН В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	103
Путилин В.А., Камашев А.В., Путилин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ УСКОРЕННОГО МАССОПЕРЕНОСА В МЕТАЛЛАХ ПРИ НАГРУЖЕНИИ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ, ИНИЦИИРОВАННЫМИ КОРОТКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ	104
Александрова М.Ю. ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ КОНТАКТНОЙ ПРИСПОСОБЛЯЕМОСТИ УПРУГИХ ТЕЛ ПРИ КУЛОНОВСКОМ ТРЕНИИ	105
Анфёров С.Д., Скульский О.И., Славнов Е.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕЧЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМОЙ ПОРИСТОЙ СРЕДЫ	106
Титоров Д.Б. РАСТЯЖЕНИЕ И СУЖЕНИЕ ПРИ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА АТОМАРНОМ УРОВНЕ	107
Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО В СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА ПРИ ХОЛОДНОМ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	108

Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Найденкин Е.В., Рааб Г.И., Добаткин С.В. АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ 06МБФ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ И ОТЖИГАХ	109
Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА, СФОРМИРОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	110
Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю. МЕТОДЫ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ГРАДИЕНТА ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ	111
Митлина Л.А., Бадртдинов Г.С., Виноградова Ю.В., Великанова Ю.В., Никифорова И.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ РЕЛЬЕФООБРАЗОВАНИЕ НА ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	112
Беликов С. В., Корниенко О. Ю., Сергеева К. И., Карабаналов М. С., Вопилова А. В. ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ 38Г2СФ	113
Жиляков А.Ю., Беликов С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТОГО СПЛАВА ЭЖ-77	114
Быков П.В., Воробьев В.Л., Баянкин В.Я. ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	115
Петров П.П., Иванов А.М., Платонов А.А. ВЛИЯНИЕ ДЕГРАДАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФЕКТНОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ	116
Мельников Е. В., Астафурова Е. Г. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ СЖАТИИ <111> МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	117
Астафурова Е.Г. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛЕЙ Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C, Fe-28Mn-2,7Al-1,3C	118
Пугачева Н.Б., Замятин А.Н., Быкова Т.М. КОМБИНИРОВАННОЕ УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНЫХ И ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ	119
Манухина Д.В., Потапов А.Е., Лосев А.Ю., Супрун И.В., Аунг Пью АНАЛИЗ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ ИСТОЧНИКА ФРАНКА-РИДА	120
Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г. ДИСЛОКАЦИОННО-ДИФфуЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПОД НАГРУЗКОЙ	121

Мещеряков Ю.И. ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	122
Жигачева Н.И., Мещеряков Ю.И., Диваков А.К., Макаревич И.П., Коновалов Г.В., Барахтин Б.К. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЗАРОЖДЕНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ	123
Алиев М.А. Чартаев Х.Ш. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИ СТИМУЛИРОВАННОГО ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	124
Литвинов В.Л. КРУТИЛЬНЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЯ ПЕРЕМЕННОЙ ДЛИНЫ С ПРИКРЕПЛЕННЫМ МАССИВНЫМ ДИСКОМ	125
Пацелов А.М., Лавриков Р.Д. ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Ti-Al ₃ Ti ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ	126
Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Князькин С.А., Зырянов А.О. КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ НАСОСНО- КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В H ₂ S СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ	127
Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Князькин С.А., Зырянов А.О. КОРРОЗИОННОЕ РАЗРУШЕНИЕ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В СРЕДАХ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕКИСЛОГО ГАЗА	128
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Денисова Т.В., Трифонова Е.А. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 08ХМФБЧА ПРИ ЗАКАЛКЕ И ОТПУСКЕ	129
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Князькин С.А., Трифонова Е.А., Зырянов А.О. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ, МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х5М	130
Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Князькин С.А., Зырянов А.О. РАЗРАБОТКА СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ВЫСОКОЙ РАБОТОСПОСОБНОСТИ В КОРРОЗИОННО-АКТИВНЫХ СРЕДАХ	132
Крестелев А.И. РАСЧЕТ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЧАСТИЦ ПОРОШКА ПРИ ВЗРЫВНОМ НАПЫЛЕНИИ	133
Новиков В.А. ИЗУЧЕНИЕ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ ПАРОВ АДАМАНТАНА В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ	134
Дворова Н.В., Муратов В.С., Хамин О.Н. ВЫБОР РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ	135

Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Бункин Д.А., Михайлова Н.А. ОСОБЕННОСТИ РАСШИФРОВКИ ДИЛАТОГРАММ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ	136
Шишкина Ю.А., Баглюк Г.А., Мамонова А. А., Тихонова И.Б. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ Порошковых лигатур системы Al-Ti-C	137
Мамонова А. А., Баглюк Г. А., Пятачук С. Г., Сосновский Л.А. ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА БОРИРОВАННЫХ СЛОЕВ НА Пористых железоуглеродистых порошковых сплавах .	138
Голубовский Е.Р., Бычков Н.Г., Хамидуллин А.Ш., Базылева О.А. ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni ₃ Al В ЗАВИСИМОСТИ ОТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ	139
Назаров В.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	140
Ульшин В.И., Ульшин С.В., Гогаев К.О. АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТРУЙНОГО ФОРМОВАНИЯ	141
Алымов М.И., Евстратов Е.В. КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ ОБЪЕМНЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ	142
Заднепровский Р.П. УРАВНЕНИЕ СВЯЗИ ПРОЧНОСТНЫХ ПАРАМЕТРОВ ДЛЯ ГОРНЫХ ПОРОД	143
Рубаник В.В., Сарасеко М.Н., Лобанов В.Ю. ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ WC-Cu И ПОКРЫТИЙ НА ИХ ОСНОВЕ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ.	144
Васильев А.Д., Косулин С.Н., Балакиров С.И. ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА КОРРОЗИЮ В НЕКОТОРЫХ МЕТАЛЛАХ	145
Гнатюк-Данильчук Л.П. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРИРОДЫ ВТСП САМООРГАНИЗУЮЩЕЙСЯ ИТТРИЙ-БАРИЕВОЙ КЕРАМИКИ	146
Именной указатель	147
Содержание	151

Научное издание

**XVIII Международная конференция
«Физика прочности и пластичности материалов»
2-4 июля 2012 г., г. Самара**

Сборник тезисов

Публикуется в авторской редакции

*Техническое редактирование и
компьютерная верстка Е. В. Черняевой*

Подписано в печать 18.06.12

Формат 60×84 1/16. Бумага офсетная

Усл. п. л. 9,4. Уч.-изд. л. 9,35

Тираж 150 экз. Заказ № 512

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Самарский государственный технический университет»
443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244. Главный корпус

Отпечатано в типографии
Самарского государственного технического университета
443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244. Корпус №8